



TESIS - TL142501

**Analisis Pengaruh *Post-annealing* pada Proses
Pelapisan Ni-Al dan FeCrBMnSi dengan Metode
Twin Wire Arc-Spraying (TWAS) terhadap
Mikrostruktur dan Sifat Mekanik**

Hengki Irawan
NRP. 2714201002

DOSEN PEMBIMBING

Dr. Agung Purniawan, S.T., M.Eng.
Dr. Sigit Tri Wicaksono, S.Si., M.Si.

PROGRAM STUDI MAGISTER
BIDANG KEAHLIAN MATERIAL METALURGI
JURUSAN TEKNIK MATERIAL DAN METALURGI
FAKULTAS TEKNOLOGI INDUSTRI
INSTITUT TEKNOLOGI SEPULUH NOPEMBER
SURABAYA
2016



THESIS - TL142501

Analysis Of Post-Annealing Effect Ni-Al and FeCrBMnSi Metallic Coating by Twin Wire Arc-Spraying (TWAS) on Microstructures and Mechanical Properties

Hengki Irawan
Student Id. 2714201002

ADVISOR

Dr. Agung Purniawan, S.T., M.Eng.
Dr. Sigit Tri Wicaksono, S.Si., M.Si.

MASTER PROGRAM
MATERIAL AND METALURGICAL
DEPARTMENT OF MATERIALS AND METALLURGICAL ENGINEERING
FACULTY OF INDUSTRY TECHNOLOGY
INSTITUT TEKNOLOGI SEPULUH NOPEMBER
SURABAYA
2016

LEMBAR PENGESAHAN

TESIS

Tesis disusun untuk memenuhi salah satu syarat memperoleh gelar
Magister Teknik (M.T.)

Di
Institut Teknologi Sepuluh Nopember

oleh:
Hengki Irawan
NRP. 2714201002

Tanggal Ujian: 18 Januari 2016
Periode Wisuda: Semester Gasal 2015/2016

Disetujui oleh:

1. Dr. Agung Purniawan, S.T., M.Eng.
NIP. 197605282002121003 (Pembimbing I)
2. Dr. Sigit Tri Wicaksono, S.Si., M.Si.
NIP. 197801132002121003 (Pembimbing II)
3. Mas Irfan P. Hidayat, S.T., M.Sc., Ph.D.
NIP. 197610272003121001 (Penguji)
4. Dr. Widyastuti, S.Si., M.Si.
NIP. 197906202006042001 (Penguji)

Direktur Pasca Sarjana



Prof. Dr. Djauhar Manfaat, M.Sc., Ph.D.
NIP. 19601202 198701 1 001

Analisis pengaruh *post-annealing* pada Proses Pelapisan Ni-Al dan FeCrBMnSi dengan metode *Twin Wire Arc-Spraying* terhadap Mikrostruktur dan Sifat Mekanik

Nama Mahasiswa : Hengki Irawan
NRP : 2714201002
Pembimbing : Dr. AgungPurniawan, ST. M.Eng.
Ko-Pembimbing : Sigit Tri Wicaksono, S.Si, M.Si. Ph.D.

ABSTRAK

Pelapisan logam berbasis besi dan krom umumnya digunakan untuk meningkatkan umur pakai tube superheater dan tube boiler berbahan bakar batubara. Penambahan nikel pada proses ini dilakukan untuk meningkatkan sifat adhesifnya. Metoda yang paling umum digunakan adalah metoda thermal spray coating. Kelebihan metode ini adalah mudah dalam pelaksanaan, perbaikan dan segi biayanya. Perlakuan post-heat treatment terhadap coating yang diaplikasi dengan metode thermal spray dapat meningkatkan kualitas coating yaitu peningkatan sifat adhesive, penurunan jumlah porositas, pengaruh terhadap ketahanan aus, pengaruh terhadap fracture toughness dan pengaruh terhadap ketahanan oksidasi. Dalam penelitian ini post-annealing dilakukan pada temperature 500°C, 600°C dan 700°C ditahan selama 3 jam di vacuum furnace. Hasil dari XRD didapat mikrostruktur coating setelah aplikasi TWAS sudah kristalin, peningkatan temperatur membuat pertumbuhan butir dan rekristalisasi sisa fasa amorphous terus terjadi. Hasil dari pengamatan Scanning Electron Microscopy (SEM) dan Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDS) peningkatan temperatur post-annealing membuat jumlah porositas di coating menurun kecuali coating Ni-Al. Dari pengujian microhardness vicker dan SEM-EDS menunjukkan kenaikan temperatur post-annealing membuat kekerasan terus meningkat akan tetapi fracture toughness menurun. Ketahanan oksidasi pada temperature tinggi menunjukkan semakin baik dengan peningkatan temperatur post-annealing. Dari pengujian hot-erosion dan pull-off test didapatkan bahwa ketahanan terhadap erosi temperature tinggi dan kekuatan rekat lapisan coating meningkat dengan kenaikan temperatur post-annealing. Hal ini menunjukkan bahwa perlakuan post-annealing merupakan faktor yang sangat penting dalam meningkatkan properti dari lapisan coating dengan beberapa pertimbangan dan kebutuhan dalam aplikasi di dunia industry terutama di paket boiler berbahan bakar batubara.

Kata Kunci : Ni-Al, FeCrBSiMn, Twin Wire-Arc Spraying, Post-Annealing

~Halaman ini sengaja di kosongkan~

Analysis of post annealing effect Ni-Al and FeCrBMnSi metallic coating by Twin Wire Arc-Spraying on microstructure dan mechanical properties

By : Hengki Irawan
Student Identity Number : 2714201002
Supervisor : Dr. AgungPurniawan, ST. M.Eng.
Co-Supervisor : Sigit Tri Wicaksono, S.Si, M.Si. Ph.D.

ABSTRACT

Iron-Chrome based metal coating is generally used to increase the life-time coal-fired boiler tube and super-heater tube. The addition of nickel in the process is carried out to improve adhesive properties. The most common method used is thermal spray coating. The advantages of this method are simple in application and repair, and low cost. The post-heat treatment coating on metallic coating applied by the thermal spray method can effect to adhesive properties, the number of porosity, the wear resistance, and has an influence on fracture toughness and oxidation resistance. In this study the coating were post-annealed at 500oC, 600oC and 700oC with holding time about 3 hours in vacuum furnace. The XRD test result that the coating phase is crystalline since the coating were sprayed, then grain growth and crystallization process of remain amorphous phases still occurs at temperature 700°C. SEM and EDS images show microstructure of coating is lamellar and percentages of porosity decreases because of increasing post-annealing temperature, but not for NiAl Coating. The Micro-hardness combined with SEM-EDS show the increasing of post-annealing temperature causes material hardness Increase and fracture toughness reduce. The pull-off and hot erosion test show the bonding strength and hot-erosion resistance increase with increasing post-annealing temperatures. The research result shows that the post-annealing treatment is a very important factor in improving the properties of the coating layer with some considerations and the needs of the application in the world of industry, especially in coal-fired boilers package.

Keywords: Ni-Al, FeCrBSiMn, Twin Wire-Arc Spraying, Post-Annealing.

~Halaman ini sengaja dikosongkan~

KATA PENGANTAR

Puji syukur kehadiran Allah SWT, atas segala rahmat dan petunjuk-Nya dan Salam sholawat tidak pernah henti kepada junjungan besar kita Rasulullah Muhammad S.A.W yang memberikan cahaya yang paling benar yaitu Islam sehingga penulis dapat menyelesaikan laporan thesis ini dengan judul :

Analisis Pengaruh Post-Annealing pada pelapisan NiAl dan FeCrBMnSi dengan metoda Twin Wire Arc Spraying (TWAS) terhadap mikrostruktur dan properti mekanik

Sebagai salah satu syarat untuk Memenuhi Persyaratan Akademik Untuk Memperoleh Magister Teknik (M.T) Pada Program Studi Magister Teknik Material dan Metalurgi Fakultas Teknik Industri Institut Teknologi Sepuluh Nopember Surabaya tahun 2016.

Pada kesempatan ini penulis mengucapkan terima kasih yang sebesar – besarnya kepada semua pihak yang telah membantu penyusunan laporan Tesis ini diantaranya kepada :

1. **PT. PUSRI Palembang** yang telah memberikan kesempatan dan dukungan penuh lewat pemberian beasiswa dan tugas belajar kepada penulis untuk melanjutkan kuliah Magister Di ITS-Surabaya
2. Istri , **Devi Marlina** dan bayi kecilku tersayang **Yahya Abdullah** yang selalu mendukung dan memberikan semangat terus menerus.
3. Kedua Orang Tua dan Bapak Ibu Mertua penulis yang tercinta, yang telah mendukung penulis dari segala sisi, bidang, waktunya demi lancarnya studi dan cita – cita ke depannya.
4. Keluarga besar di Palembang yang selalu hadir dan berkunjung ke Surabaya untuk memberikan suntikan motivasi.
5. Ustadz Indra Zulfi dan Keluarga di Sidoarjo yang telah menjadi keluarga baru kami selama tinggal di Surabaya.
6. Ibu **Haryati Purwaningsih, S.Si., M.Si.** dan Ibu **Diah Susanti.Ph.D.** yang telah membimbing dan menjadi keluarga selama kami tinggal di Surabaya.

7. Pihak **Pascasarjana Institut Teknologi Sepuluh Nopember Surabaya** yang telah memberikan kesempatan penulis dalam mengeyam pendidikan Magister di Teknik Material dan Metalurgi.
8. Dosen pembimbing yang penulis hormati **Dr. Agung Purniawan, S.T., M.Eng.** dan **Dr. Sigit Tri Wicaksono, S.Si., M.Si.** yang telah memberikan segala waktu, bimbingan dan dukungan yang penuh atas jalannya penelitian ini kedepannya.
9. Dosen Penguji bapak **Dr. Mas Irfan P. N** yang telah memberikan masukan yang sangat tepat guna kepada penulis
10. Ketua Koordinator Thesis dan Dosen Penguji Ibu **Dr. Widyastuti, S.Si., M.Si.** yang telah membantu penulis dan tim dalam pelaksanaan pengerjaan tesis sampai selesai.
11. Dosen wali sekaligus Ketua Prodi Magister Teknik Material dan Metalurgi yang penulis hormati **Dr. (Eng). Hosta Ardhyanta, S.T, M.Sc** yang telah banyak membantu dalam 3 semester menjadi mahasiswa Magister Teknik Material dan Metalurgi.
12. Bapak **Larasanto** selaku direktur operasional PT. Cipta Agung dan Bapak **Deni, S.T** selaku kepala Workshop PT. Cipta Agung, perusahaan yang bergerak dalam industry pelapisan atas dukungan dan segala bantuannya.
13. Mbak **Is** yang sudah membantu penulis dalam tahap karakterisasi tesis ini.
14. Teman – teman seperjuangan (**Mas Dani, Mas Fikri, Mas Diki, Mas Saddam, mas Mustofa, mas Fahri, mas Dwistha, mas Anas, mbak Bela, mbak Dela, mbak Nia, mbak Yuli, mbak Ice, mas Anni, dll**) yang selalu menyuguhkan canda tawa serta dukungan disaat yang tepat.
15. Bapak **Anto** selaku administrtor Sekretariat Pascasarjana Teknik Material dan Metalurgi yang banyak membantu penulis dalam masa perkuliahan selama kurun waktu 2013 – 2015.
16. Seluruh karyawan Jurusan Teknik Material dan Metalurgi yang banyak membantu dalam penyelesaian pengerjaan tesis ini.

17. **Semua pihak** yang tidak dapat penulis sebutkan satu-persatu yang telah banyak memberi dorongan dan bantuan dalam menyelesaikan thesis ini baik secara langsung maupun tidak langsung. Menyadari atas keterbatasan pengetahuan dan penelitian sehingga dimungkinkan ada kekeliruan dan kesalahan yang tidak sengaja. Oleh karena itu kritik dan saran yang membangun sangat dibutuhkan guna perbaikan dan pengembangan lebih lanjut. Semoga laporan ini dapat bermanfaat dan memenuhi apa yang diharapkan.

Surabaya, Januari 2016

Penulis

(halaman ini sengaja dikosongkan)

DAFTAR ISI

	Halaman
HALAMAN JUDUL.....	i
LEMBAR PENGESAHAN	v
ABSTRAK	vii
KATA PENGANTAR	xi
DAFTAR ISI.....	xv
DAFTAR TABEL.....	xix
DAFTAR GAMBAR	xxi
 BAB 1 PENDAHULUAN	 1
1.1 Latar Belakang Masalah.....	1
1.2 Perumusan Masalah	2
1.3 Batasan Masalah	3
1.4 Tujuan Penelitian	4
1.4 Manfaat Penelitian	4
 BAB 2 KAJIAN PUSTAKA DAN DASAR TEORI.....	 5
2.1 Penelitian tentang thermal spray dan aplikasi setelah coating sebelumnya	5
2.2 Metoda Thermal Spraying Coating.....	9
2.2.1 Thermal Spray dengan sumber panas pembakaran	9
2.2.2 Twin Wire Arc Spray (TWAS).....	11
2.3 Mekanisme ikatan antara metallic coating dengan substrate	12
2.3.1 Ikatan Mekanik (Mechanical Interlocking).....	12
2.3.2 Mekanisme Difusi	13
2.4 Parameter Twin-Wire Electrical Arc Spraying yang Mempengaruhi hasil coating.....	16
2.4.1 Jarak antara gun dengan substrate.....	16
2.4.2 Pengaruh Tegangan (V), Arus (I), Dan Travel speed	17

2.4.3 Pengaruh sudut spray.....	19
2.4.4 Pengaruh besaran tekanan atomisasi	19
2.5 Penentuan temperature glass transisi (Tg) dari kurva DSC Dan ketahanan oksidasi dari kurva	20
2.6. Pengamatan untuk melihat struktur fasa, pertumbuhan butir, Regangan lattice dan senyawa yang terbentuk dengan XRD ...	23
2.7. Material Substrate dan material coating	24
2.7.1. Material Substrate.....	24
2.7.2. Material Coating.....	25
2.7.2.1. Nikel Alumina Coating (Ni-Al).....	25
2.7.2.2. FeCrBMnSi Coating.....	26
2.8 Pengaruh post annealing terhadap porositas, struktur mikro, ... ketahanan aus dan ketahanan oksidasi.....	31
BAB 3 METODOLOGI PENELITIAN.....	33
3.1 Bahan dan peralatan.....	33
3.1.1 Bahan yang akan di coating (material substrate)	33
3.1.2 Bahan wire intermediate coating	33
3.1.3 Bahan wire coating akhir	34
3.1.4 Peralatan untuk aplikasi metal spraying	34
3.1.5 Peralatan grit blasting	35
3.1.6 Jenis dan ukuran abrasive yang digunakan	36
3.2 Diagram Alir Penelitian.....	37
3.3 Prosedur Penelitian	38
3.3.1 Preparasi peralatan blasting dan substrate	38
3.3.2 Preparasi peralatan electrical wire arc spraying dan Persiapan wire coating.....	39
3.3.3 Pelaksanaan coating pada substrate dan finishing..... permukaan	39
3.3.4 Pengujian DSC terhadap tiga variabel spesimen	
Untuk mendapatkan temperatur glass.....	42
3.3.5 Perlakuan Panas setelah aplikasi coating.....	

~Halaman ini sengaja di kosongkan~

DAFTAR GAMBAR

	Halaman
Gambar 2.1 Klasifikasi proses thermal spray	9
Gambar 2.2 Skema dari proses oxy-fuel masukan powder.....	9
Gambar 2.3 Skema dari proses oxy-fuel masukan wire	10
Gambar 2.4 Skema dari proses detonation gun	10
Gambar 2.5 Skema dari proses thermal spray HVOF.....	11
Gambar 2.6 Skema mekanisme kerja Twin Wire Arc Spraying	12
Gambar 2.7 Skema proses pembentukan ikatan antara coating	
Dengan substrate	12
Gambar 2.8 Skema interkasi bonding pada TWA Spraying	13
Gambar 2.9 Grafik pengaruh jarak gun dengan substrate dan %	
Porositas untuk coating paduan besi krom.....	16
Gambar 2.10 Grafik pengaruh jarak gun dengan substrate dan %	
Oksida logam untuk coating paduan besi krom	16
Gambar 2.11 Pengaruh tegangan busur terhadap ketahanan erosi	
Pada arus 200 A, Jarak 7,65 cm dan Travel 15 cm/s	17
Gambar 2.12 Pengaruh travel speed terhadap ketahanan erosi pada arus ...	
200 A, jarak 7,65 cm dan 31 V	18
Gambar 2.13 Pengaruh Arus terhadap ketahanan erosi pada tegangan ..	
31 V, Jarak 7,65 dan travel speed 15 cm/s.....	18
Gambar 2.14 Hasil uji erosi pada lapisan coating besi krom dengan	
Variasi sudut spray 25° dan 90°	19
Gambar 2.15 Contoh kurva DSC untuk penentuan Tg, Tc dan TM	21
Gambar 2.16 Contoh pengujian TGA isothermal	22
Gambar 2.17 Contoh pengujian TGA cyclic thermal	23
Gambar 2.18 Diagram fasa Ni-Al	26
Gambar 2.19 Pola XRD powder Fe-Cr-B-Mn-Si Coating	27
Gambar 2.20 Diagram fasa Cr-B	28
Gambar 2.21 Diagram fasa Fe-B	28

Gambar 2.22	Diagram fasa Fe-Cr	29
Gambar 2.23	Kurva DSC coating Fe-Cr-B-Mn-Si	31
Gambar 3.1	Diagram alir penelitian	38
Gambar 3.2	Klasifikasi bentuk kerusakan hasil uji bonding.....	43
Gambar 3.3	Prinsip dasar identasi pengujian mikrohardness viker	44
Gambar 3.4	Skema peralatan uji hot erosion test	45
Gambar 3.5	Desain jet nozzle yang dipakai untuk hot erosion test.....	45
Gambar 4.1	Kurva turunan pertama DSC soible coating FeCrBMnSi	50
Gambar 4.2	Kurva turunan pertama DSC double layer	51
Gambar 4.3	Kurva turunan pertama DSC mixing layer	51
Gambar 4.4	Hasil XRD Coating FeCrBMnSi sudut 40 – 100°	53
Gambar 4.5	Perubahan d-spasing yang membuat peak bergeser	54
Gambar 4.6	Hasil XRD double layer coating sudut 40-100°	55
Gambar 4.7	Hasil XRD mixing coating sudut 40-100°	57
Gambar 4.8	Penampang crosssection FeCrBMnSi Coating.....	60
Gambar 4.9	Penampang crosssection double layer coating	60
Gambar 4.10	Penampang cross section mixing coating.....	61
Gambar 4.11	Hasil EDAX lapisan coating FeCrBMnSi as-sprayed.....	62
Gambar 4.12	Hasil EDAX double layer as-sprayed.....	62
Gambar 4.13	Hasil EDAX mixing coating as-sprayed	63
Gambar 4.14	Contoh hasil pengukuran porositas dengan Image J	65
Gambar 4.15	Contoh hasil analisa porositas dengan image J FeCrBMnSi..	65
Gambar 4.16	Grafik besaran porositas coating FeCrBMnSi.....	67
Gambar 4.17	Grafik besaran porositas coating double layer	67
Gambar 4.18	Grafik besaran porositas mix-coating	67
Gambar 4.19	Grafik batang % porositas ketiga variasi coating	68
Gambar 4.20	Grafik TGA untuk single coating FeCrBMnSi.....	70
Gambar 4.21	Grafik TGA untuk double layer coating.....	70
Gambar 4.22	Grafik TGA untuk mix coating	70
Gambar 4.23	Grafik mikrohardness viker FeCrBMnSi	73
Gambar 4.24	Grafik mikrohardness vicker double layer coating.....	74
Gambar 4.25	Grafik mikrohardness vicker mixing coating	74

Gambar 4.26	Grafik batang mikrohardness tiga variasi coating	75
Gambar 4.27	Hasil EDAX lapisan 1 st coating Ni-Al As-sprayed.....	76
Gambar 4.28	Grafik hasil pengujian fracture toughness FeCrBMnSi	78
Gambar 4.29	Grafik hasil pengujian fracture toughness 1 st NiAl Coating ..	79
Gambar 4.30	Grafik hasil fracture toughness mixing coating	79
Gambar 4.31	Grafik batang fracture toughness tiga variasi coating.....	80
Gambar 4.32	Hasil foto SEM partikel erosi.....	83
Gambar 4.33	Hasil pengujian hot erosion tests coating FeCrBMnSi	83
Gambar 4.34	Hasil pengujian hot erosion test coating double layer	83
Gambar 4.35	Hasil pengujian hot erosion test coating mixing coat	84
Gambar 4.36	Hasil pengujian hot erosion pada tiga variasi coating.....	84
Gambar 4.37	Mekanisme hot particle impact pada brittle surface	86
Gambar 4.38	Hasil SEM permukaan coating FeCrBMnSi	87
Gambar 4.39	Hasil SEM permukaan coating double layer.....	88
Gambar 4.40	Hasil SEM permukaan coating mixing coat.....	88
Gambar 4.41	Gambar hasil pull off test tiga variasi coating	91
Gambar 4.42	Grafik hasil pengujian pull off tiga variasi coating.....	92
Gambar 4.43	EDAX point pada metoda coating double layer as-sprayed ..	93
Gambar 4.44	EDAX point pada metoda coating double layer anneal 700°C	94
Gambar 4.45	Hasil EDAX mapping kandungan oksigen coating	95

~ Halaman ini sengaja dikosongkan ~

DAFTAR TABEL

	Halaman
Tabel 2.1 Penelitian sebelumnya tentang modifikasi aplikasi TWAS	6
Tabel 2.2 Penelitian sebelumnya tentang thermal spray dan perlakuan panas setelah aplikasi coating	7
Tabel 2.3 Difusivitas Atom	14
Tabel 2.4 Pengaruh tekanan udara atomisasi pada aplikasi TWAS.....	20
Tabel 2.5 Interpretasi symbol ISO 11527-2009 tentang DSC.....	21
Tabel 2.6 Komposisi kimia material substrate yang dipakai ASTM	
A 387/ A 387-M Grade 11	22
Tabel 3.1 Komposisi kimia material substrate yang dipakai ASTM	
A 387 Grade 11	33
Tabel 3.2 Komposisi kimia material Intermediate coating	34
Tabel 3.3 Komposisi kimia material lapisan akhir	34
Tabel 3.4 Spesifikasi Alat aplikasi metal spray	35
Tabel 3.5 Spesifikasi peralatan grit blasting	35
Tabel 3.6 Komposisi kimia, sifat fisik dan ukuran aluminium oxide	36
Tabel 3.7 Rancangan jumlah variabel dan level pengujian	40
Tabel 3.8 Rancangan jumlah spesimen	40
Tabel 4.1 Hasil data dan pengolahan data XRD coating FeCrBMnSi.....	53
Tabel 4.2 Hasil data dan pengolahan data XRD double layer coating.....	55
Tabel 4.3 Hasil data dan pengolahan data XRD mixing layer coating.....	57
Tabel 4.4 Hasil rekapitulasi pengukuran porositas tiga variasi coating.....	66
Tabel 4.5 Hasil pengukuran mikrohardness single coating FeCrBMnSi.....	71
Tabel 4.6 Hasil pengukuran mikrohardness double layer coating	72
Tabel 4.7 Hasil pengukuran mikrohardness mixing layer coating.....	73
Tabel 4.8 Hasil pengujian fracture toughness pada tiga variasi coating	78
Tabel 4.9 Hasil pengukuran kecepatan partikel dan uji hot erosi	82
Tabel 4.10 Hasil pengujian pull off test.....	92

~Halaman ini sengaja dikosongkan~

BAB 1

PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang Masalah

Peningkatan umur pakai dari *boiler tube* dan *superheater tube* pada sistem pembangkit listrik tenaga uap berbahan bakar batubara menjadi perhatian utama dalam dunia industri. Terdapat beberapa alternatif untuk meningkatkan umur pakai dari *tube* tersebut seperti *welding overlay*, *up-grade* material dan metoda pelapisan logam. Dari ketiga alternatif tersebut yang paling umum digunakan adalah teknik pelapisan logam metoda *thermal spraying*.. Jenis coating yang digunakan untuk proses *thermal spraying* di *boiler tube* dan *superheater tube* adalah *coating* yang memiliki kandungan krom yang cukup tinggi disertai penambahan nikel dan aluminium sebagai bahan perekat antara substrate dengan lapisan coating di atasnya. Terdapat beberapa jenis coating yang dijual dipasaran untuk keperluan pelapisan *tube boiler* dan *superheater tube* tersebut dan salah satu material coating yang digunakan adalah $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ (TAFA 95 MXC) merupakan logam *wire high-chrome* ditambah kandungan boron dan silikon sebagai *self fluxing agent*. Dan untuk meningkatkan kekuatan adhesifnya di lapisi *bond coat* $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ (TAFA 75 Bond Coat-NiAl). Beberapa metoda *thermal spraying* yang lazim digunakan yaitu *High Velocity Oxygen Fuel (HVOF)*, *Powder Oxy-Fuel Spraying* dan *Electrical Twin Wire Arc Spraying (TWAS)*. Metoda *thermal spraying* yang terakhir yaitu TWAS dipilih dikarenakan biaya yang lebih murah, kemudahan dalam aplikasi, waktu aplikasi yang lebih cepat dan mudah dalam proses perbaikan coating (Fu Bin-You dkk, 2009)

Dalam aplikasi coating dengan metoda TWAS terdapat beberapa variasi pelaksanaannya yaitu (1) Pelaksanaan coating dengan metoda TWAS dengan material *wire Fe-Cr Based* langsung ke *substrate* tanpa *bonding coating* (Branagan dkk, 2005; Jinran dkk, 2013 dan 2015; Lin dkk, 2014; Fu-Bin-you dkk, 2009; Gedzevicius dkk, 2003; Madaeni dkk, 2008; Dallaire; 2000), (2)

Pelaksanaan coating dengan metoda TWAS dengan material *wire Fe-Cr Based* dengan ditambah Ni-Al sebagai *bonding coating /1st layer coating* (Sabarito dkk, 2012; Ninez, 2013), (3) Metoda pencampuran yang belum pernah diamati dan diteliti adalah di mana sisi katoda dipasang Fe-Cr Based coating dan di sisi anoda diisi dengan *bonding coat* untuk melihat efek dispersif paduan Ni-Al pada matrix Fe-Cr Based terhadap daya rekat, *fracture toughness*, *hardness*, dan *hot* erosi selain faktor kepraktisan dan keekonomisannya. Metoda TWAS memiliki beberapa kekurangan yaitu tingginya presentase porositas yang menyebabkan lemahnya daya rekat kohesi coating (Liu dkk, 2014), ketidakseragaman ukuran butiran yang menyebabkan tegangan antar butir menjadi besar sehingga menurunkan daya rekat kohesinya (Ninez, 2013), dan rendahnya ketahanan *fracture toughness* lapisan coating (Jinran dkk, 2015). Untuk mengurangi kekurangan tersebut beberapa peneliti mencoba melakukan penelitian yang mana salah satunya adalah melakukan post-heat treatment setelah aplikasi *thermal spray coating* dengan metoda yang berbeda-beda.

Dengan menggunakan metoda aplikasi *Electrical Twin Wire-Arc Spraying (TWAS)* dalam penelitian ini melakukan proses *thermal metal spray* dengan beberapa kombinasi yaitu : (1) Aplikasi *coating* hanya dengan material $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ tanpa bond coat, (2) Aplikasi *coating* material $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ dengan bond coat $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$, dan (3) Material di campur dimana sisi katoda adalah $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ dan sisi anoda $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ dengan *wire speed* yang sama, setelah aplikasi hasil *coating* dilakukan metoda *post-annealing* selama 3 jam di *vacuum furnace* pada tiga variasi temperatur dengan rentang temperatur antara temperatur *glass* dan temperatur kristalisasi untuk meneliti besarnya pengaruh *post annealing* terhadap mikrostruktur *coating*, dan properti mekanik material.

1.2. Perumusan Masalah

Beberapa permasalahan yang dibahas dan dirumuskan dalam penelitian ini adalah sebagai berikut :

1. Bagaimana pengaruh penambahan *intermediate coat* $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ dan pengaruh pencampuran antara material coating $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ dengan $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ yang di aplikasikan pada *substrate* Carbon Steel terhadap pembentukan struktur mikro, dan properti mekanik coating.
2. Bagaimana pengaruh metoda perlakuan panas *post-annealing* selama 3 jam di *vacuum furnace* setelah aplikasi coating pada beberapa variasi temperatur terhadap presentase porositas, mikrohardness, fracture toughness, sifat adhesive, ketahanan erosi panas dan struktur mikro coating.

1.3. Batasan masalah.

Batasan masalah yang digunakan dalam penelitian ini agar penelitian yang dilakukan menjadi lebih terarah adalah sebagai berikut:

1. Parameter jarak, sudut spray dan kecepatan spray dianggap konstan.
2. Kekasaran hasil *grit blasting* dianggap sama di semua bidang kontak.
3. Komposisi kimia material coating $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ dan $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ diasumsikan seragam terdistribusi keseluruhan permukaan.
4. Pembentukan oksida dan adanya pengotor yang melekat pada *substrate* setelah blasting dan preheat dianggap hilang.

1.4. Tujuan Penelitian.

Penelitian ini dilakukan memiliki beberapa tujuan yaitu :

1. Menganalisa terbentuknya struktur mikro, jumlah porositas dan fasa intermetalik pada ketiga variasi coating $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ dan $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ terhadap kekuatan adhesif, kekerasan, ketahanan aus dan ketahanan oksidasi.
2. Menganalisa pengaruh post-annealing pada beberapa temperatur terhadap pengurangan jumlah porositas, pembentukan fasa kristalin, pertumbuhan fasa baru pada lapisan coating yang berimbas pada sifat adhesive, mikrohardness, ketahanan erosi panas dan fracture toughness coating.

1.5. Manfaat Penelitian.

Manfaat yang didapat dari penelitian ini adalah mendapatkan hasil analisa dari data-data pengujian terhadap ketiga variasi coating $\text{Ni}_{95}\text{Al}_5$ dan $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ dan temperatur *post-annealing* yang sesuai sebagai bahan masukan untuk pembuatan prosedur operasi pekerjaan (POB) *thermal spray* untuk aplikasi paket *boiler* berbahan bakar batubara baik pekerjaan baru maupun pekerjaan perbaikan, sehingga mendapatkan ketahanan hasil *coating* yang lebih lama dan terus melindungi *tube boiler* dan *superheater tube* dari terdegradasi lebih cepat.

BAB 2

KAJIAN PUSTAKA DAN DASAR TEORI

2.1 . Penelitian-penelitian tentang metoda pelapisan logam *thermal spraying*, metoda aplikasi, dan metoda perlakuan setelah *coating*.

Terdapat tiga metoda aplikasi *thermal spraying coating* yang umum digunakan di dunia industri yaitu *High velocity oxy fuel* (HVOF), *Air Plasma Spraying* (APS) dan *Twin Wire Arc-Spraying* (TWAS) dimana ketiga metoda ini terus berkembang dan diteliti baik dari material *wire/ powder*nya, metoda aplikasi coatingnya (*single coat* atau *multiple coat*) dan perlakuan setelah dilapisi semua tergantung pada fungsi dari peralatan yang akan dilindungi, faktor lingkungan dan jenis substrate yang dipakai.

Penggunaan material coating Fe-Cr-B-Mn-Si Coating, Ni-Cr-B Coating dan kombinasinya memberikan hasil coating yang memiliki kombinasi properti yang baik seperti kekuatan luluh dan kekerasan yang tinggi, sifat *sliding* dan ketahanan aus yang baik, dan ketahanan terhadap korosi erosi (Yuping-Wu, 2006). Beberapa jenis material coating yang umum digunakan untuk aplikasi *tube boiler* dan *superheater tube* adalah Ni-Cr, Fe-Cr, Fe-Cr-B-Mn-Si dan Inconel 625 (Branagan, 2005).

Metoda aplikasi *coating* (*single coat* dan *multiple coat*) berpengaruh signifikan terhadap properti mekanik *coating* yang dihasilkan. Penambahan elemen *deoxidizing* Ni-Al dalam matrix Fe-Cr *coating* membuat presentase oksida menurun dan meningkatkan area *active zones* sehingga berpengaruh terhadap sifat adhesifnya dan penggunaan Ni-Al sebagai *bond coat* pada lapisan coating Fe-based *amorphous coating* dinilai baik karena sifat uletnya dan memiliki *Coefisien Thermal Expansion* (CTE) yang tidak terlalu jauh dengan steel sehingga tegangan yang terjadi saat terjadi gesekan dan panas dapat diminimalisir (Pawlowski, 2008 dan Sa Barito dkk, 2012). Terdapat beberapa hal yang dapat dialami yaitu penggunaan *mixing combination wire* dengan metoda *Twin Wire Arc Spraying* (TWAS) antara material *bond coat* dengan material Fe-based

amorphous coating yang dapat diteliti berupa sifat mekanik yang terbentuk dan struktur mikro yang ada didalam coating tersebut.

Beberapa parameter yang tidak dapat dipisahkan dari *Electrical Twin Wire Arc Spraying* (TWAS) antara lain besaran arc-ampere, arc-voltage, jarak spraying, travel speed, dan sudut tembak untuk material coating Fe-based amorphous coating dan Ni-Al. Beberapa penelitian sebelumnya tentang hubungan parameter arus, tegangan, travel speed dan sudut tembak terhadap volume loss untuk jenis Wire Fe-Cr, Fe-Cr-C dan WC+Ni didapat bahwa hasil efektif dengan volume loss yang sedikit yaitu 200-250 A, 30-32 V, 15-22 m/s, dan 45-90° (Dallaire, 2000). Besaran jarak tembak yang efektif untuk mendapatkan presentase porositas dan oksida minimum untuk material coating Fe-Based coating terhadap substrate baja adalah 15-25 cm (Madaeni dkk, 2008).

Dalam mendapatkan kombinasi yang diinginkan sesuai dengan kebutuhan di dunia industri, metoda aplikasi twin wire arc spraying (TWAS) dimodifikasi aplikasinya dengan berberapa cara : (1) Dengan teknik multilayer; dimana pada aplikasinya substrate dicoating dengan jenis *coating* yang berbeda tiap layer-nya dan (2) Dengan menggabungkan dua wire yang memiliki kandungan unsur dan sifat yang berbeda agar mendapat kombinasi yang sesuai dan praktis untuk aplikasi di dunia industri. Kedua teknik tersebut terus dikembangkan dengan menggunakan jenis coating yang berbeda seperti pada penelitian-penelitian sebelumnya pada tabel 2.1.

Tabel.2.1. Penelitian sebelumnya tentang modifikasi aplikasi Twin Wire Arc Spraying (TWAS)

Peneliti (tahun)	Teknik Pelapisan dan Material coating	Pengujian yang dilakukan
Yongxiong Chen dkk (2009)	<i>Mixing Coating</i> <i>Anode : High carbon steel wire</i> <i>Cathode : Pure aluminium wire</i>	XRD, OM, SEM+EDS, microhardness
Ken Ninez (2013)	<i>Multilayer coating</i> <i>1st layer Ni-Al</i> <i>2nd layer Ni-20Cr</i>	XRD, SEM+EDS, Pull-off test, TGA-DSC
V.R.S SaBrito dkk (2012)	<i>Mixing Coating</i> kombinasi dengan Multilayer Coating - 1 st layer 95Ni5Al	OM, SEM, EDX, Microhardness

	2^{nd} mixing coating (FeCrMnSi + FeCoCrNiMnWMoCSi) - 1 st layer 78.3Ni20Cr1.4Si0.3Fe 2^{nd} mixing coating (FeCrMnSi + FeCoCrNiMnWMoCSi)	.
--	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	---

Dari Tabel 2.1 dapat dilihat bahwa material kombinasi coating hanya dilakukan pada jenis coating utama atau top coating. Untuk mendapatkan hasil yang diasumsikan dapat meningkatkan nilai fracture toughness, bonding test dari material utama, maka didalam penelitian ini diteliti pengaruh NiAl coating dalam matrik Fe-Cr dalam proses pencampuran dengan TWAS pada sifat mekanik dan mikrostrukturnya.

Perlakuan panas setelah aplikasi coating pada temperature 873 K untuk material coating FeNiCrMoWSiBC menyebabkan terjadinya rekristalisasi fasa amorphous. Semakin meningkatnya temperature, proses difusi dan sintering antar lapisan coating semakin meningkat sehingga berpengaruh terhadap kekerasan, ketahanan aus dan ketahanan terhadap crack (Guang-Lin dkk, 2012). *Post-Annealing* terhadap material coating wire Fe-Based amorphous yang diaplikasikan dengan metoda thermal spray pada variasi temperature dan holding temperatur tertentu baik di dalam vacuum furnace maupun dalam kondisi atmosferik sangat berpengaruh terhadap porositas, mikrohardness, ketahanan aus, fracture toughness, laju korosi dan sifat adhesive material coating (Liu dkk, 2014; Lin dkk, 2014 dan 2015; Zheng dkk, 2015; Chaoping dkk, 2013; You dkk, 2009; Ninez, 2013). Beberapa penelitian mengenai thermal spraying dengan material wire atau powder Fe-Based, Fe-Cr Based dan Ni-Al Bond coat dapat dilihat pada Tabel 2.2.

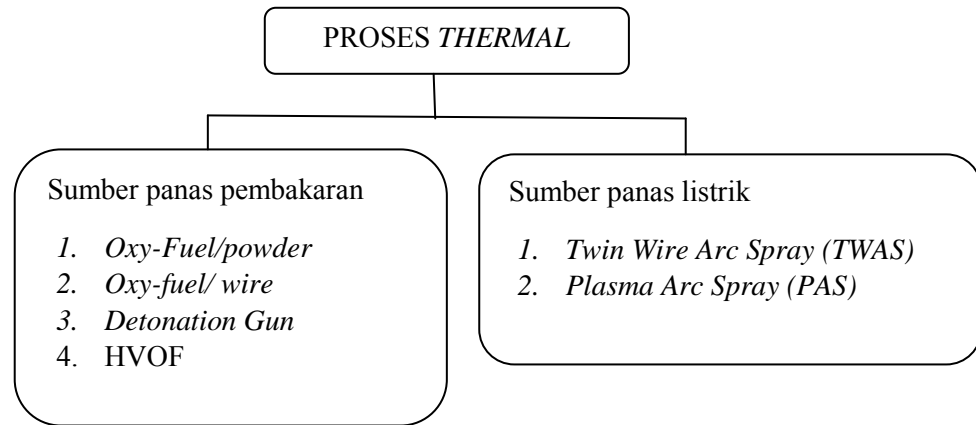
Tabel.2.2. Penelitian sebelumnya tentang thermal spray dan perlakuan panas setelah aplikasi coating

Peneliti (tahun)	Teknik Pelapisan dan Material coating	Metoda Aplikasi coating	Perlakuan setelah aplikasi coating	Pengujian yang dilakukan
Wu-Han Liu dkk (2014)	Single coat, FeCrWNbMoBCMnSi dan FeCrWNbMoCMnSiCo	High Velocity Oxy-fuel (HVOF)	Post-Annealing holding 3 jam pada vacuum furnace (500, 600, 700, 800,	SEM+EDX, DSC, Pull-Off, XPS, XRD, Microhardness

			900°C)	
Jinran Lin dkk (2014)	<i>Single coat, FeNiCrBSiNbW</i>	<i>Twin wire arc-spraying (TWAS)</i>	-	SEM, XRD, TEM, DSC, Cavitation erosion test
Jinran Lin dkk (2015)	<i>Single coat, FeNiCrBSiNbW</i>	<i>Twin wire arc-spraying (TWAS)</i>	<i>Post-Annealing holding 1 jam pada vacuum furnace (450, 550, 650°C)</i>	XRD, SEM, Microhardness, Fracture toughness, cavitation erosion test
Guang Liu dkk (2012)	<i>Single coat, FeNiCrMoWSiBC</i>	<i>High Velocity Oxy-fuel (HVOF)</i>	<i>Post-heat treatment holding 1 jam pada vacuum furnace (873, 973, 1073 dan 1173 K)</i>	DSC, XRD, SEM, Microhardness vicker, sliding wear test
Jiang Chaoping dkk (2013)	<i>Single coat, FeMoCrNiPSiBC</i>	<i>Air Plasma Spraying (APS)</i>	<i>Post-heat treatment holding 2 jam pada vacuum furnace (573, 873, dan 1023 K)</i>	DSC, XRD, SEM, Microhardness, wear test
Fu Bin-You dkk (2009)	<i>Single Coat, FeCrBNiSiC</i>	<i>Twin wire arc-spraying (TWAS)</i>	<i>Post-annealing on atmospheric furnace hold 1 jam (500, 600, 700, dan 800°C)</i>	OM, SEM, XRD, DTA, TEM, Wear test, dan microhardness.
Z.B Zheng dkk (2015)	<i>Single coat, FeCrMoMnWBCSi</i>	<i>High Velocity Oxy-fuel (HVOF)</i>	<i>Post-heat treatment in vacuum furnace hold 1 jam (550, 650, dan 750°C)</i>	SEM+EDS, XRD, DSC, Cavitation and erosion-corrosion test, Microhardness test
D.J Branagan dkk (2005)	<i>Single Coat, SHS717</i>	<i>Twin wire arc-spraying (TWAS)</i>	<i>Post-heat treatment at 566°C</i>	<i>Pull-Off, microhardness, bend test, impact test, XRD, TEM, SEM, DSC, TEM</i>
Ken Ninez (2013)	<i>Multiple Coat, 1st Ni-Al, 2nd Ni-20Cr</i>	<i>Twin wire arc-spraying (TWAS)</i>	<i>Post-heat treatment on atmospheric furnace hold 5 menit (650, 750, 850°C)</i>	XRD, SEM, TGA-DSC, Pull-Off test, Surface roughness test
Yuping Wu dkk (2006)	<i>Single Coat, FeCrBMnSi</i>	<i>High Velocity Oxy-fuel (HVOF)</i>	-	XRD, SEN, TEM, DSC

2.2 . Metoda Thermal Spraying Coating

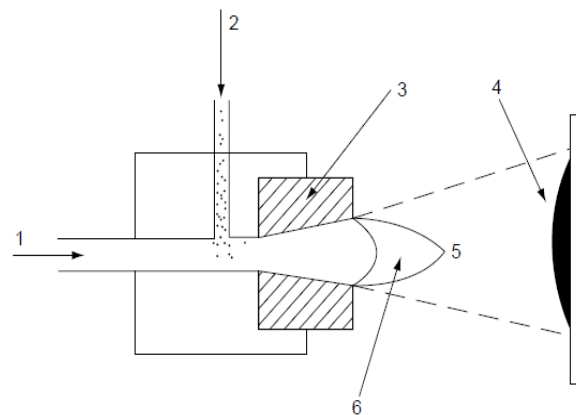
Secara umum metoda *thermal spray coating* dapat dibagi menjadi beberapa proses yaitu :



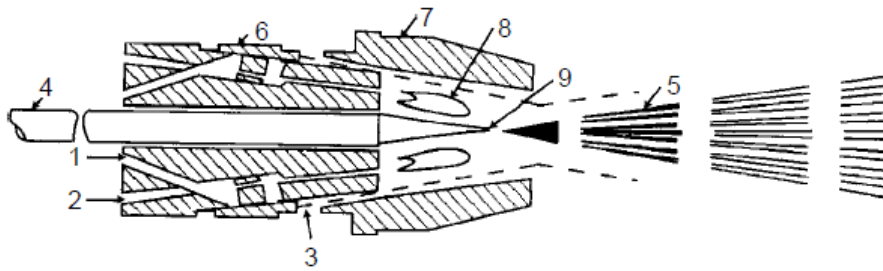
Gambar 2.1. Klasifikasi proses *thermal spray*

2.2.1. Thermal Spray dengan sumber panas pembakaran

Oxy-Fuel gas combustion atau dikenal dengan istilah *flame spraying* yang terdiri dari dua jenis masukan yaitu masukan *wire* (*Wire Flame spraying*) dan masukan *powder* (*powder flame spraying*).



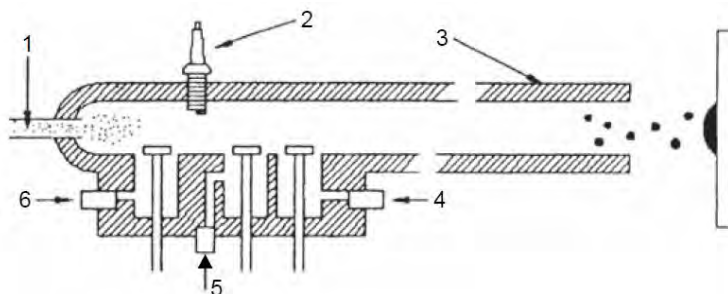
Gambar 2.2. Skema dari proses *oxy-fuel* masukan powder : (1) Fluida gas (bahan bakar dan oksigen); (2) Masukan powder; (3) Area pembakar; (4) hasil coating; (5) *Particle stream*; (6) *combustion flame*. (Pawlowski, 2008)



Gambar 2.3. Skema dari proses *oxy-fuel* masukan wire : (1) Masukan Oksigen; (2) Masukan bahan bakar gas; (3) Masukan udara bertekanan; (4) wire/ rod; (5) stream of molten droplet; (6) Nozzle untuk gas kerja; (7) Compressed air cap; (8) Flame; (9) Molten end of wire . (Pawlowski, 2008)

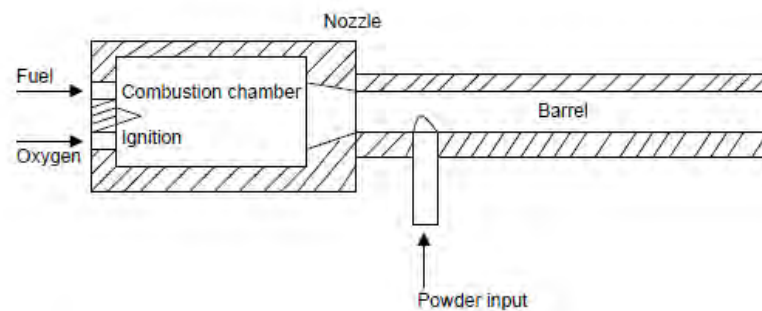
Proses thermal spray dengan metoda pembakaran gas memiliki komposisi gas yang bercampur dengan oksigen sekitar 1 : 1 hingga 1 : 1,1 dengan menghasilkan temperature bakar sekitar 3000 hingga 3350 K dengan kecepatan pembakaran mencapai 80 hingga 100 m/s. untuk masukan powder ukuran partikel sekitar 5 – 100 mikron dan feed rate sekitar 50 hingga 100 g/min. untuk masukan wire/ rod ukuran wire beragam mulai dari 3 hingga 6 mm dengan feed rate 40 hingga 650 gr/min.

Detonation gun merupakan salah satu metoda thermal spray yang menghasilkan porositas hasil coating yang sangat kecil. Adapun prinsip kerja dari metoda ini yaitu campuran antara oksigen (4) dan asetilen (5) yang masuk melalui satu saluran bersama dengan masukan powder (1). Kemudian gas di nyalakan, muncul ledakan dan ledakan tersebut membuat akselerasi kecepatan dari power menuju substrate.



Gambar 2.4. Skema dari proses *detonation gun* : (1) Masukan powder; (2) Spark plug; (3) gun barrel; (4) masukan oksigen; (5) masukan nitrogen; (6) Plug. (Pawlowski, 2008)

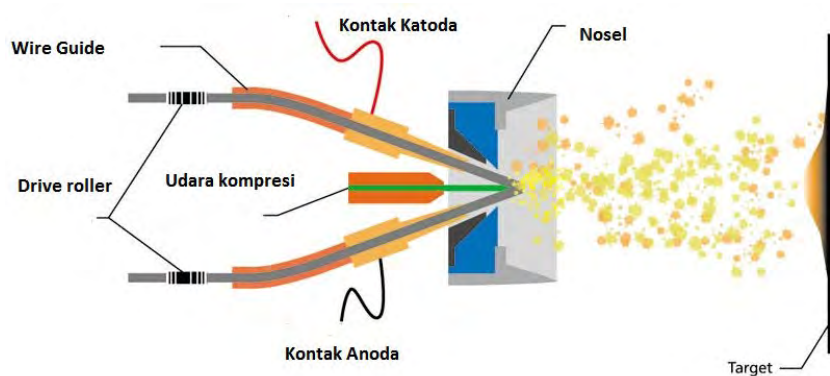
High Velocity Oxy-Fuel (HVOF), metode HVOF serbuk diumpankan secara aksial dengan gas-gas pembakaran (kerosin, propylene, propane, hydrogen) bertekanan tinggi. Gas-gas tersebut lewat melalui nosel dengan peningkatan kecepatan yang tinggi ketika dibakar dengan oksigen untuk mepercepat partikel-partikel cair mencapai substrate. Masing-masing partikel dipanaskan dalam ruang pembakaran pada HVOF gun dan berpenetrasi ke permukaan substrate.



Gambar 2.5. Skema dari proses thermal spray dengan metode *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF). (Pawlowski, 2008)

2.2.2. Twin Wire Arc Spray (TWAS)

Twin Wire Electric Arc Spraying, merupakan metoda yang menggunakan material spray berupa kawat yang dilelehkan melalui busur listrik, lalu droplet diakselerasikan dengan aliran gas inert, namun temperatur turun drastis setelah melewati wire tip. Partikel spray cair membentuk splat ketika membentur substrate karena efek temperatur dan energi kinetik yang tinggi. Partikel spray cair tersebut memipih, pecah, menyebar dan ter-*quench* pada rentang waktu yang pendek sekitar 10^{-8} dan 10^{-6} s. Meskipun temperatur pemanasan partikel/ *wire* dinaikkan hingga berada diatas temperatur solid substrate namun reaksi fusi tetap tidak terjadi karena laju pendinginan yang sangat cepat. *Wire-Arc spray* selalu terdapat lapisan oksida tipis yang menyebar dan terperangkap antara struktur lamelar coating yang sering disebut inklusi oksida (*stringer*).

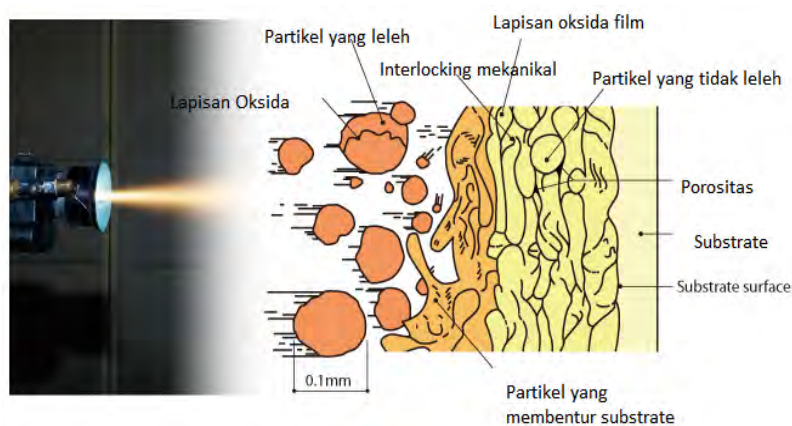


Gambar 2.6. Skema mekanisme kerja *twin wire arc spraying*. (Newness , 2014)

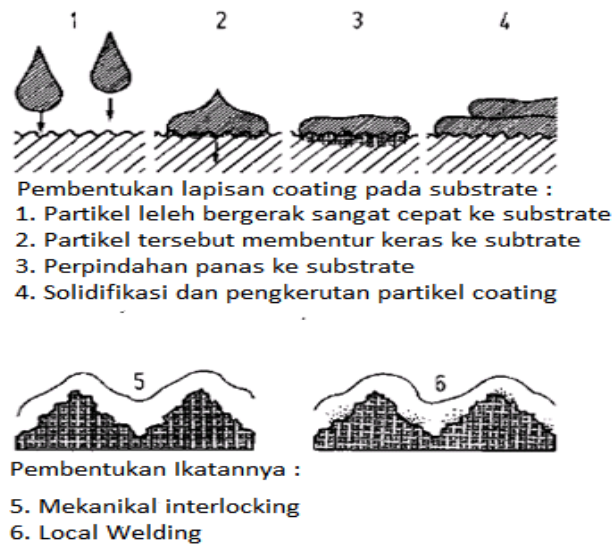
2.3. Mekanisme ikatan antara metallic coating dengan substrate.

2.3.1. Ikatan Mekanik (Mechanical Interlocking)

Selama proses solidifikasi yang sangat cepat partikel spray yang kontak dengan permukaan substrate mengalami efek bonding dikarenakan karena adanya interlocking mekanikal, adhesi, reaksi kimia, dan beberapa parsial fusi, efek tersebut membentuk lapisan coating yang kontinue seperti yang diilustrasikan pada Gambar 2.9 dan Gambar 2.10 di bawah ini :



Gambar 2.7. Skema proses pembentukan ikatan antara coating dengan substrate. (Newness , 2014)



Gambar 2.8. Skema interaksi bonding pada *twin wire electric arc spraying*. (Newness, 2014)

Mekanisme ikatan *adhesive* secara efektif terjadi pada mikro *contact* area antara partikel dan substrate. Dimana gaya yang bekerja adalah gaya gerak atomik (*the atomic attractive forces*) pada bidang padat kristalin, disaat partikel tersebut saling mendekat hingga sangat dekat mencapai level jarak atomik membuat peluang terjadinya ikatan van der waals dan ikatan valensi menjadi besar. Antara spray partikel dengan spray partikel disekitarnya, dan juga antara spray partikel dengan substrate, leleh dan berdifusi dalam dimensi mikro tetap terjadi meskipun laju pendinginan sangat tinggi.

2.3.2. Mekanisme difusi

Bila temperatur meningkat, maka atom-atom dalam suatu material akan bergetar dengan energi yang lebih besar dari biasanya, dimana pada suatu kenaikan temperatur tertentu akan ada sejumlah atom-atom yang akan berpindah dari kisi atom tersebut. Perpindahan sejumlah atom disebabkan adanya energi yang disebut energi aktivasi.

Pada temperatur nol $^{\circ}\text{K}$ ion logam menduduki tempat dengan potensial E_0 dibawah energi atom bebas. Suhu yang bertambah akan mengakibatkan ion berisolasi tinggi, sehingga pergerakan ini meningkatkan energi sistem. Energi

meningkat dengan bertambahnya amplitude getaran. Panas jenis logam hampir seluruhnya berasal dari getaran ion dan sebagian lagi elektron bebas dengan kapasitas kecil. Atom atau kekosongan yang berpindah dari posisi kisi ke posisi kisi lainnya harus memiliki cukup energi untuk melewati batas energi dan kemungkinan bahwa suatu atom memiliki cukup energi untuk melewati batas yang ditentukan dapat diketahui dengan distribusi Maxwell - Boltzman

Dalam suhu tertentu, tidak semua atom mempunyai energi sama pada suatu saat tertentu. Oleh karena itu terdapat suatu spektrum energi diantara atom-atom, mulai dari nilai yang mendekati nol sampai nilai yang sangat tinggi. Tentu saja sebagian besar atom mempunyai energi mendekati rata-rata. Sebaliknya, untuk suatu periode waktu tertentu, suatu atom tertentu akan dapat memiliki serangkaian nilai energi mulai dari sekitar nol sampai nilai sangat tinggi. Untuk sebagian besar waktunya, energi akan mendekati harga rata-rata. Dengan spektrum energi tadi dapat ditetapkan adanya kemungkinan, bahwa suatu atom mempunyai cukup energi untuk melepaskan ikatannya dan melompat keposisi baru. Jadi jelaslah bahwa gerakan atom atau molekul pada struktur mikro atau reaksi kimia pada material solid disebut sebagai difusi. Pada dasarnya proses difusi akan berjalan dengan berbagai mekanisme di berbagai medium, tetapi difusi pada media liquid akan berbeda dengan mekanisme yang berlangsung pada media solid.

Difusivitas Konstanta D disebut difusivitas atau koefisien difusi. Tanda negatif (-) artinya ξ (fluks) bergerak berlawanan arah dengan arah dari gradien konsentrasi. Difusivitas (koefisien difusi) D tergantung pada faktor-faktor, antara lain : Jenis atom yang terlarut, Struktur material padatnya dan Perubahan suhu.

Tabel 2.3. Difusivitas Atom (Aprillia, 2009)

Yang larut	Pelarut (struktur induk)	Difusivitas, m ² /sec	
		500°C	1000°C
1. Karbon	Besi kps	5×10^{-13}	3×10^{-11}
2. Karbon	Besi kps	10^{-12}	2×10^{-9}
3. Besi	Besi kps	2×10^{-23}	2×10^{-16}
4. Besi	Besi kps	10^{-20}	3×10^{-14}
5. Mangan	Besi kps	3×10^{-24}	10^{-16}

6. Tembaga	Tembaga	10^{-18}	2×10^{-13}
7. Karbon	Titanium htp	3×10^{-16}	2×10^{-11}

Berdasarkan Tabel 2.4 hubungan difusivitas dan temperatur tersebut, terlihat bahwa ada perbedaan nilai dari koefisien difusi (D). Hal ini dapat dilihat bahwa pada suhu yang lebih tinggi akan menghasilkan difusivitas yang tinggi pula. Dalam kondisi temperatur yang tinggi, atom-atom memiliki energi thermal yang lebih besar (tinggi), karenanya akan lebih mudah untuk melampaui atau melewati energi penghambat antara atom-atomnya. Ukuran atom yang kecil seperti C, H₂ dan N₂ memiliki konstanta difusi (koefisien difusi) D yang lebih besar (>) relatif terhadap atom-atom dengan ukuran yang lebih besar seperti Fe, Ni, Al, dan lain sebagainya.

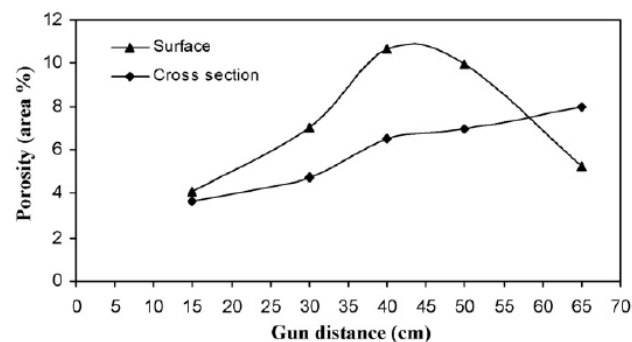
Konstanta difusi (D) pada struktur bcc akan lebih besar dari koefisien pada fcc hal ini disebabkan oleh faktor tumpukan padat. Dengan kata lain, atom-atom akan mempunyai difusivitas yang lebih tinggi dalam struktur bcc daripada fcc karena bcc memiliki faktor penumpukan (0,68) yang lebih rendah dari fcc (0,74). Hal ini terbukti bahwa lubang sisipan (besar kekosongan) dalam struktur fcc lebih besar dari bcc. Akan tetapi ruang antara sisipannya (pada fcc) lebih kecil dibandingkan ruang antara sisipan pada bcc. Difusi akan berjalan lebih cepat melalui batas butir (grain boundary) karena merupakan daerah cacat kristal. Dengan kata lain, difusi pada batas butir akan lebih mudah terjadi bila dibandingkan dengan di dalam butirnya.

Koefisien difusi dipengaruhi oleh temperatur, hal ini dikarenakan pada proses migrasi atom diperlukan energi aktivasi (energi aktivasi pergerakan atom ini tentunya sebanding/setara dengan energi E dalam persamaan Boltzman). Banyak percobaan menunjukkan bahwa ketergantungan akan laju difusi terhadap temperatur.

2.4 Parameter Proses Electrical Twin-Wire Arc Spraying (TWAS) yang mempengaruhi hasil coating.

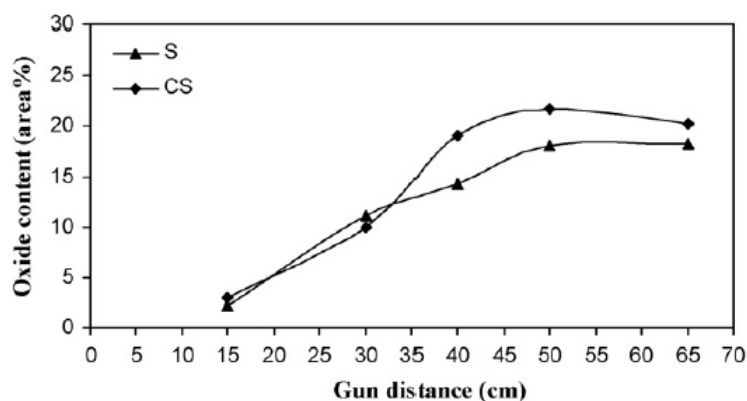
2.4.1 Jarak antara gun dengan substrate

Untuk jenis wire paduan besi-chrome dan nikel alumina dari studi literatur diperoleh bahwa dengan adanya peningkatan jarak antara gun dan substrate maka akan meningkatkan presentase porositas dan metal oksida yang terbentuk pada lapisan coating dan variasi (Madaeni dkk, 2008)



Gambar 2.9 Grafik pengaruh jarak gun dengan substrate dan % Porositas untuk paduan besi-chrome. (Madaeni dkk, 2008).

Dari Gambar 2.9 dapat diketahui bahwa untuk mendapatkan presentase porositas yang paling rendah maka dengan menggunakan jenis coating berbasis Fe-Alloy dan Nikel-Alloy adalah 15 cm. Sehingga dalam aplikasi coating sejenis disarankan berada pada rentang 15 – 20 cm jarak antara gun dan substrate.

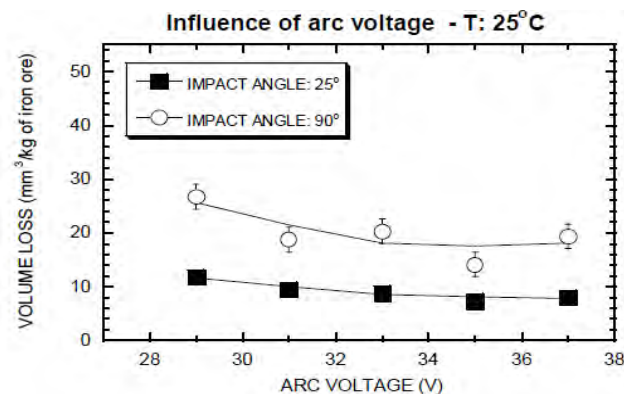


Gambar 2.10. Grafik pengaruh jarak gun dengan substrate dan % kandungan oksida logam untuk paduan besi-chrome. (Madaeni dkk, 2008)

Dari Gambar 2.10 di atas dapat diketahui bahwa untuk mendapatkan presentase porositas yang paling rendah baik jika diamati dari permukaan *coating* maupun penampang melintang coating maka dengan menggunakan jenis *coating* berbasis Fe-Alloy dan Nikel-Alloy adalah 15 cm. Sehingga dalam aplikasi *coating* sejenis disarankan berada pada rentang 15 – 20 cm jarak antara gun dan substrate.

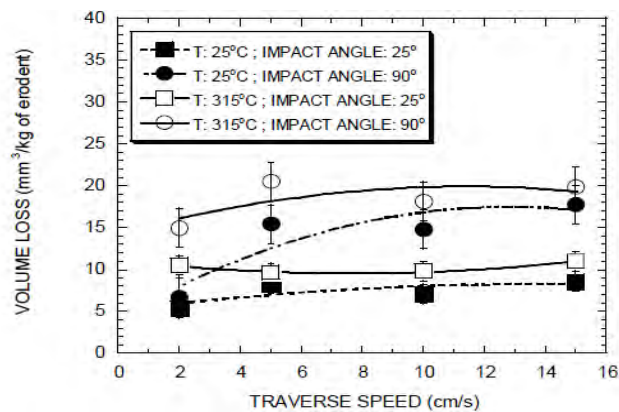
2.4.2 Pengaruh Tegangan (V), Arus (I) dan Travel Speed (vt)

Variasi besaran tegangan pada wire paduan besi - chrom (V) tidak terlalu berpengaruh terhadap ketahanan erosi, begitupula dengan variasi besaran kecepatan aplikasi *coating* (*travel speed*) juga tidak berpengaruh signifikan terhadap ketahanan erosinya. Namun berbeda jika arus dinaikkan ketahanan erosi akan meningkat dikarenakan presentase logam tak leleh (*un-melted metal*) menjadi berkurang, dengan berkurangnya presentase logam tak leleh maka kohesivitas dan adhesivitas material coating akan meningkat. (Dallaire dkk, 2000)



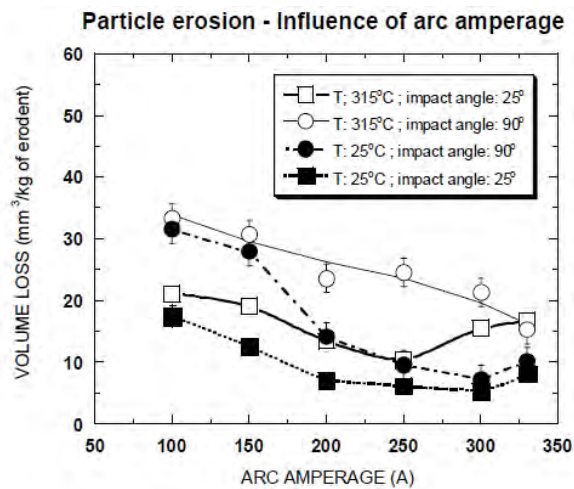
Gambar 2.11. Pengaruh tegangan busur terhadap ketahanan erosi pada arus 200A, Jarak gun :7,65 cm, dan travel speed 15 cm/s. (Dallaire dkk, 2000)

Pada Gambar 2.11 dapat dilihat bahwa pengaruh dari besaran tegangan tidak berpengaruh secara signifikan terhadap hasil dari pengujian erosi dengan jarak dan kecepatan *coating* yang dibuat tetap.



Gambar 2.12. Pengaruh travel speed terhadap ketahanan erosi pada arus 200A, Jarak gun :7,65 cm, dan 31 V. (Dallaire dkk, 2000)

Pada Gambar 2.12 dapat dilihat bahwa pengaruh dari kecepatan *coating* tidak berpengaruh secara signifikan terhadap hasil dari pengujian erosi dengan jarak dan tegangan saat coating dilakukan dibuat tetap.

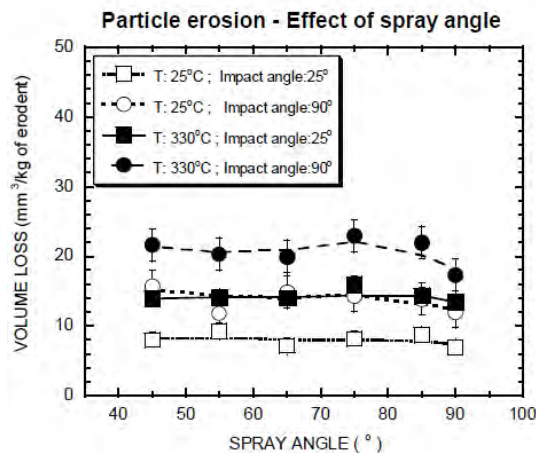


Gambar 2.13. Pengaruh Arus terhadap ketahanan erosi pada tegangan 31 V, Jarak gun :7,65 cm, dan travel speed 15 cm/s. (Dallaire dkk, 2000)

Pada Gambar 2.13 dapat dilihat bahwa pengaruh dari arus (I) saat aplikasi coating tidak berpengaruh secara signifikan terhadap hasil dari pengujian erosi dengan jarak, tegangan dan kecepatan coating saat coating dilakukan dibuat tetap.

2.4.3 Pengaruh sudut spray

Untuk jenis paduan yang equivalent dengan paduan besi-chrome dan nikel-alumina, berdasarkan studi literatur sudut spray berpengaruh tapi tidak terlalu signifikan. Penurunan dari presentase porositas tidak menunjukkan hasil yang berbeda jauh dapat dilihat dari Gambar 2.14. (Dallaire, dkk, 2000)



Gambar 2.14 Hasil uji erosi pada lapisan coating besi chrome dengan variasi sudut spray 25° dan 90° . (Dallaire dkk, 2000).

2.4.4 Pengaruh besaran tekanan atomisasi

Pada metode aplikasi *electrical wire arc spray* pengaruh kecepatan partikel bergantung pada tekanan udara yang masuk ke dalam gun. Semakin cepat debit udara yang disemprotkan presentase porositas akan berkurang dikarenakan terjadinya deformasi plastis antara lapisan partikel dengan lapisan sebelumnya, sehingga jika terdapat oksida dengan kecepatan dan momentum yang besar bisa menghancurkan lapisan oksida dan *un-melted* partikel sebelumnya. Karena fenomena tersebut maka terjadi peningkatan daya adhesi dan kohesi material tersebut. Namun jika tidak dibarengi dengan peningkatan besaran arus maka presentase terjadinya *un-melted partikel* jadi besar dan justru akan menurunkan kualitas coating. (Gedzevicius dkk, 2003).

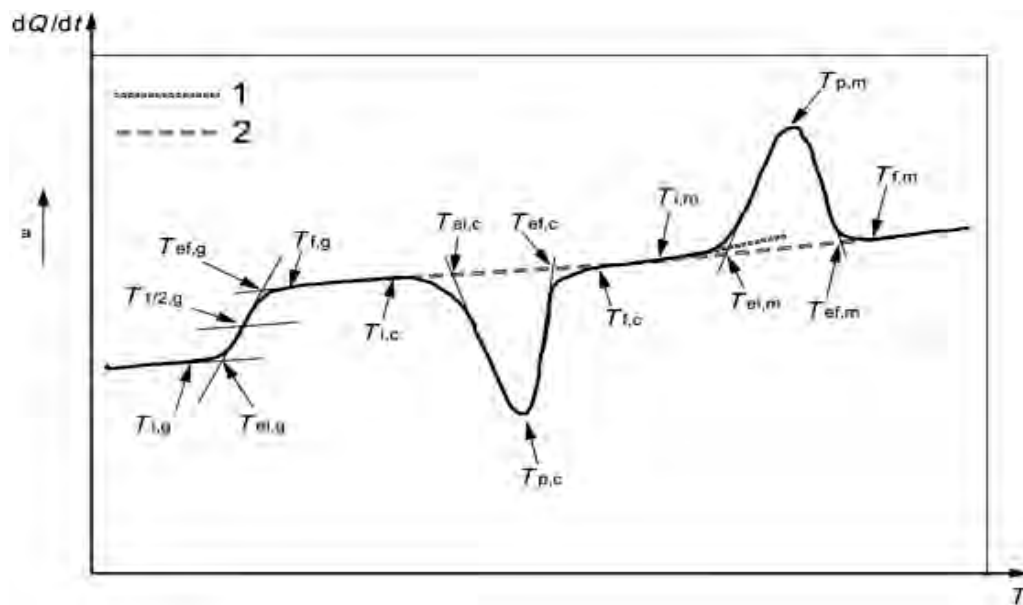
Tabel 2.4 Pengaruh tekanan udara atomisasi pada aplikasi coating besi-chrome. (Gedzevicius dkk, 2003).

Spray Gun Nozzle	Air Debit (m ³ /h)	Kecepatan partikel (m/s)	Porositas (%)
TAFA 9000	90	118	0,77
	110	141	0,57
	130	157	0,37
Modifikasi	90	136	1,23
	110	175	0,63
	130	189	0,31

Dari Tabel 2.4 di atas dapat disimpulkan bahwa kecepatan partikel yang dipengaruhi oleh besaran tekanan udara atomisasi menurunkan presentase porositas yang terbentuk.

2.5. Penentuan temperatur glass transisi (T_g) dari kurva *Differential Scanning Calorimetry* (DSC) dan ketahanan oksidasi dari kurva *Thermogravimetry Analysis* (TGA).

Post-annealing pada area temperatur transisi glass (T_g) berpengaruh cukup signifikan terhadap penurunan porositas, hal ini dikarenakan energi (*driving force*) yang berasal dari pemanasan *coating* pada temperatur di area transisi glass cukup untuk mere-start *self fluxing reaction*. Dengan aktivasi sel *fluxing reaction* maka proses rekristalisasi dan densifikasi lapisan coating dapat berlangsung (Liu dkk, 2014). Penentuan temperature transisi glass didapat dari pengujian DSC dengan mesin “Mettler-Toledo” sesuai standard ISO 11357-1 (2009). Dari standard tersebut didapat panduan penentuan T_g seperti terlihat pada Gambar 2.15.



Gambar 2.15. Contoh kurva DSC untuk penentuan T_g , T_c dan T_m (ISO 11357-1 2009).

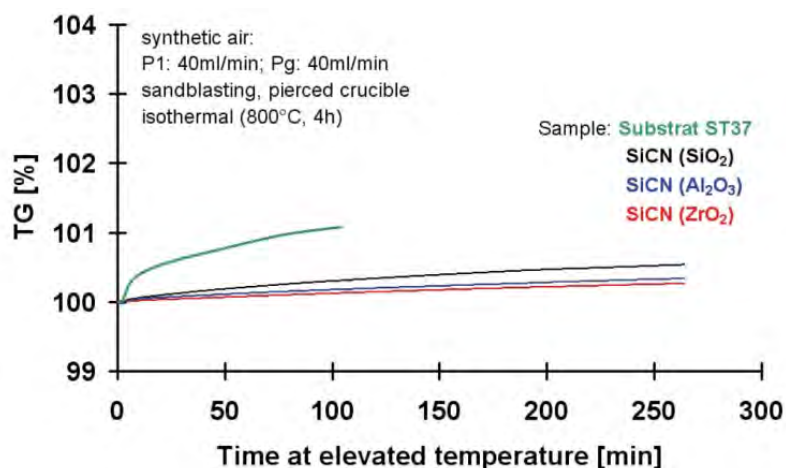
Dalam mengartikan simbol-simbol yang terdapat pada Gambar 2.15 dapat dilihat dengan seksama di Tabel 2.6.

Tabel 2.5. Interpretasi symbol-simbol pada gambar 2.15(ISO 11527-1 2009).

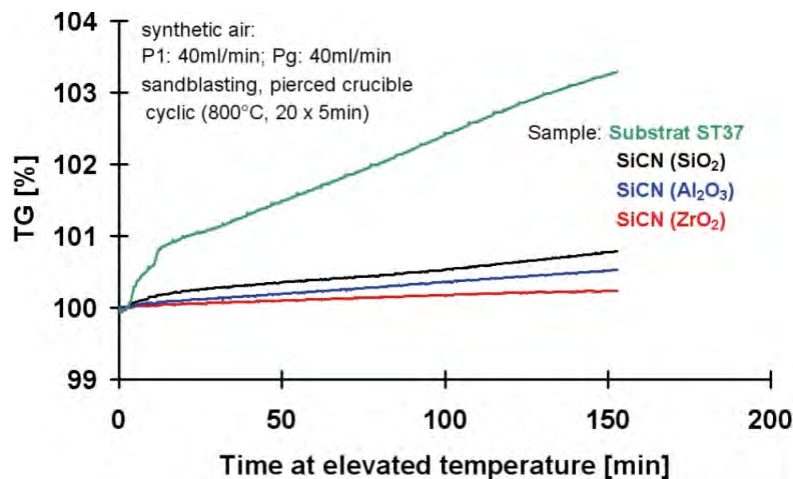
dQ/dt	Laju <i>Heat Flow</i>	1	<i>extrapolated baseline</i>
T	temperatur (or t , waktu)	2	<i>interpolated baseline</i>
Temperatur karakteristik Penandaan pertama, or pasangan subcript, melambangkan posisi dari kurva DSC dari awal hingga ke puncak:			
—	<i>onset temperature</i>	T_i	Titik awal deteksi kurva dari ekstrapolasi start baseline;
—	<i>interpolated or extrapolated onset temperature</i>	T_{ei}	(Untuk peak) point dari <i>perpotongan interpolated virtual baseline</i> dan <i>tangent</i> yang ditarik lurus pada titik inflection dari sisi dekat tepian peak atau (Untuk titik berikutnya) pada perpotongan <i>extrapolated start baseline</i> dan <i>tangent</i> yang ditarik lurus pada <i>inflection of step</i> ;
—	<i>midpoint temperature</i>	$T_{1/2}$	Setengah tinggi dari satu step;
—	<i>peak temperature</i>	T_p	Puncak/ jarak tertinggi antara kurva dengan virtual baseline selama di peak;

—	<i>interpolated or extrapolated end temperature</i>	T_{ef}	(Untuk titik puncak) perpotongan <i>interpolated virtual baseline</i> dan <i>tangent</i> yang ditarik lurus pada titik dari <i>inflection</i> pada sisi menjauh dari <i>peak</i> atau (untuk <i>step</i>) point dari perpotongan <i>extrapolated end baseline</i> and <i>tangent drawn at point of inflection of step</i> ;
—	<i>end temperature</i>	T_f	<i>last detectable deviation of curve from extrapolated end baseline.</i>
Subscript kedua melambangkan jenis transisi : g <i>glass transition</i> ; c <i>crystallization</i> ; m <i>melting</i> . ^a <i>Endothermic direction</i> .			

Untuk meneliti penambahan massa dari lapisan *coating* karena pembentukan lapisan oksida pada temperature tinggi dilakukan dengan menggunakan *Thermogravimetrik Analyzer* (TGA) dengan tipe pemanasan *isothermal* maupun *cyclic thermal*, contoh grafik seperti Gambar 2.16 dan Gambar 2.17.



Gambar 2.16. Pengujian TGA *isothermal* pada lapisan *coating* SiO₂, Al₂O₃ dan ZrO₂. (NETZSCH TGA-DTA Handbook, 2015).



Gambar 2.17. Pengujian TGA *cyclic thermal* pada lapisan *coating* SiO₂, Al₂O₃ dan ZrO₂ (NETZSCH TGA-DTA Handbook, 2015).

Dari Gambar 2.16 dan 2.17 terlihat bahwa lapisan coating ZrO₂ memiliki ketahanan coating yang lebih baik dari lapisan coating SiO₂ dan Al₂O₃ dikarenakan penambahan lapisan oksida yang tidak terlalu besar dan memiliki stabilitas lapisan yang baik.

2.6. Pengamatan untuk melihat struktur fasa, pertumbuhan butir, regangan *lattice* dan senyawa yang terbentuk melalui *X-Ray Diffraction* (XRD).

Pola difraksi XRD terdiri dari beberapa peak. Intensitas peak diplot dalam sumbu y dan sudut difraksi yang terukur diplot dalam sumbu x. Setiap peak atau reflection dalam pola difraksi terjadi akibat sinar X yang terdifraksi dari bidang atau planes dalam spesimen atau material yang diuji XRD. Setiap peak mempunyai tinggi intensitas yang berbeda. Intensitas yang terjadi berbanding lurus dengan jumlah foton sinar X yang telah terdeteksi oleh detector di setiap sudut. Posisi peak-peak yang terjadi pada uji XRD dari struktur kristalnya, hal ini dapat digunakan untuk menentukan struktur dan parameter kisi material yang akan diuji.

Setiap peak atau *reflection* dalam pola difraksi yang didapat dari hasil pengujian kemudian di bandingkan dengan pola referensi standard sehingga bisa diketahui senyawa yang ada pada sample. Dari hasil XRD juga didapat parameter *lattice* (*d-spacing*) untuk mengetahui dimensi fisik dari struktur kristal dan juga

mengetahui h,k,l plane crystal. Selain ukuran lattice spacing dari kurva XRD bisa diketahui lebarnya puncak intensitas peak yang biasa disebut *Full Weight Height Maximum* (FWHM), dari nilai FWHM bisa didapat besaran ukuran butir/ ukuran kristal dengan menggunakan rumus Scherrer. Semakin kecil ukuran kristal maka semakin besar FWHMnya yang membuat peak semakin lebar. Semakin tajam peak XRD menandakan struktur semakin kristalin dan area kristalin semakin besar. (Thivashanti, 2012). Intensitas peak menandakan besaran fasa yang terkandung didalam sample.

$$D = (0.9 \lambda) / (B \cos \theta) \dots\dots\dots 2.1$$

Dimana : D ; Ukuran kristal (\AA), λ adalah panjang gelombang radiasi dalam angstrom ($\lambda \text{ CuK}\alpha = 1.54056$ angstrom), B adalah Full Width at Half Maximum (rad) ($1^\circ = 0.01745$ rad), dan θ adalah sudut Bragg ($^\circ$).

Internal strain dapat berefek terhadap pergeseran peak dan perubahan terhadap d-spacing ; tegangan kompresif akan membuat *d-spacing* menjadi lebih kecil dan sudut 2θ menjadi besar dan sebaliknya tegangan tarik dapat membuat ukuran d-spacing menjadi besar dan membuat sudut 2θ semakin kecil. Tegangan kompresif juga dapat disebabkan adanya *intertisi precipitate* dalam *crystalline lattice* yang membuat *d-spacing* semakin kecil (Barness dkk, 2006).

2.7. Material substrate dan material coating.

2.7.1. Material substrate.

Pada dasarnya material yang akan di *coating* adalah berbentuk pipa dan tube carbon steel yang mampu beroperasi pada temperatur medium dan temperatur tinggi yaitu ASTM SA 213-213M T11, namun di dalam penelitian ini menggunakan plate baja karbon yang di desain untuk temperatur tinggi ASTM A 387M Grade 11.

Tabel.2.6 Komposisi kimia dan property mekanik material *substrate* yang dipakai ASTM A 387-387M Grade 11. (ASME Sec II, 2010).

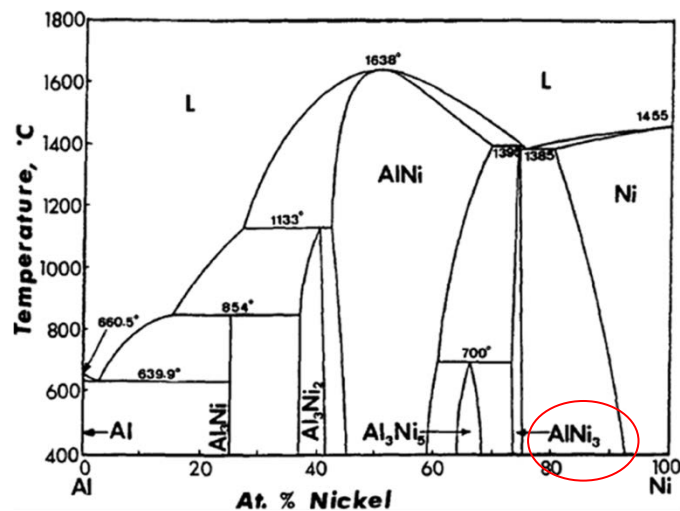
Komposisi Kimia		Properti Mekanik		
Unsur	Presentase (%)	Kekuatan Tarik (min. Ksi[MPa])	Kekuatan Luluh (min. Ksi [MPa])	Elongasi dalam 1” atau 50 mm (min. %)
Carbon	0,05 – 0,17	75 - 100 [515 - 690]	45 [310]	22
Mangan	0,25 - 0,66			
Phosfor (max)	0,035			
Sulfur (max)	0,035			
Silikon	0,5 – 1,0			
Chrome	1 – 1,5			
Molybdenum	0,40 – 0,70			

2.7.2. Material Coating

2.7.2.1. Nikel Alumina Coating (Ni-Al)

Nikel alumina coating merupakan salah satu jenis *coating* yang sangat potensial. Campuran Ni-Al pada wire, ketika di spraying bereaksi secara eksotermal untuk membentuk *nikel aluminide*. Reaksi ini meningkatkan kekuatan adhesi ke substrate. Selain dari itu, coating jenis ini juga bisa dipakai untuk ketahanan aus, dan biasanya digunakan sebagai *bond coat* untuk material coating jenis keramik (Chaithanya, 2007). Coating berbasis nikel bisa juga dipakai untuk kombinasi dari ketahanan oksidasi dan korosi pada temperature tinggi. Ketahanan terhadap temperature tinggi semakin terlihat jika dioperasikan pada temperature di atas 600°C (Chaithanya, 2007).

Nikel alumida, Ni_3Al merupakan senyawa yang sangat menarik dan paling diminati untuk terjadinya karena ketahanannya terhadap *creep* pada temperatur tinggi dan dari diagram fasa Ni-Al pada Gambar 2.18 pada paduan dengan 22-28% Al akan membentuk lapisan protektif aluminium oksida yang menambah tinggi ketahanan material terhadap temperature tinggi. Unsur nikel meningkatkan wetability yang membuat ketahanan kohesinya meningkat.



Gambar 2.18. Diagram fasa Ni-Al , Ni₃Al merupakan fasa yang paling baik yang kemungkinan terbentuk pada Aluminium 25 %. (Okamoto, 2004)

2.7.2.2. Fe-Cr-B-Mn-Si Coating

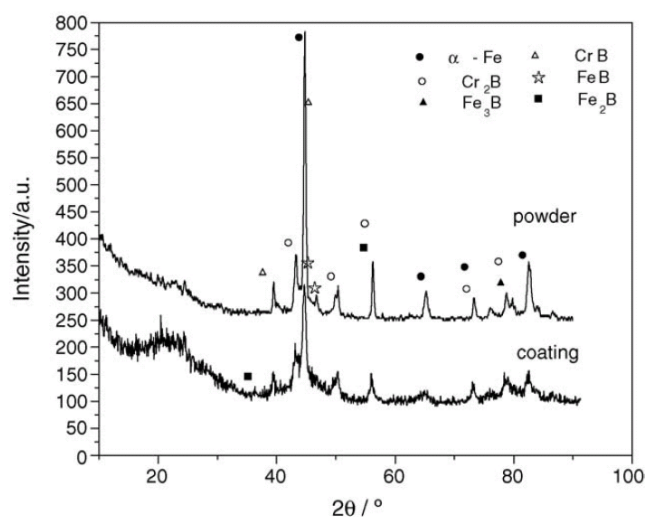
Fe-Cr-B-Mn-Si self fluxing alloying system Amorphous coating. Merupakan salah satu jenis coating yang tersedia secara komersial di pasaran. Jenis metallic coating ini menghasilkan fase *amorphous nanocrystalline* yang dikenal memiliki ketahanan aus yang tinggi, ketahanan erosi dan ketahanan korosi. Fasa keras yang terbentuk pada lapisan coating akan membentuk blok (Carbida, boride, oksida, dan lainnya) dengan volume fraksi yang besar memiliki kekerasan yang sangat tinggi. Penyebaran yang merata dari fasa keras ini dalam matrik ductile dan *super saturated iron* menghasilkan ketahanan aus yang baik.

Orientasi, ukuran, modulus elastisitas, kekerasan relative dan kegetasan dari fasa keras kedua adalah faktor yang berimbas pada sifat ketahanan aus dari coating. Namun volume fraksi fasa keras yang sangat ektrim juga dapat membuat celah di matrik dan berpotensi untuk mengurangi ikatan antara matrik dan fasa keras tersebut yang membuat mudah terlepas saat di uji ketahanan aus.

Beberapa elemen lain seperti boron membuat pengerasan secara signifikan melauai pembentukan *interstitial solid solution* atau melalui pembentukan hard fine-grained precipitated. Solid solution hardening selalu dapat terjadi di dalam fasa besi selama proses solidifikasi partikel coating. Faktanya

beberapa elemen seperti B, Si, Cr dapat larut di dalam fasa Fe dan menghasilkan kekerasan yang tinggi melalui mekanisme *solution hardening*. Tambahan lagi, dengan pembentukan transformasi martensite, *strain hardening* dan pembentukan lapisan oksida pelindung yang tebal adalah mekanisme yang membuat coating dapat tahan terhadap aus. Jenis *wire coating* yang biasa dipakai untuk perlindungan terhadap *tube boiler* dan *superheater* pada paket boiler berbahan bakar batubara adalah $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ dengan merk dagang (TAFA 95 MXC).

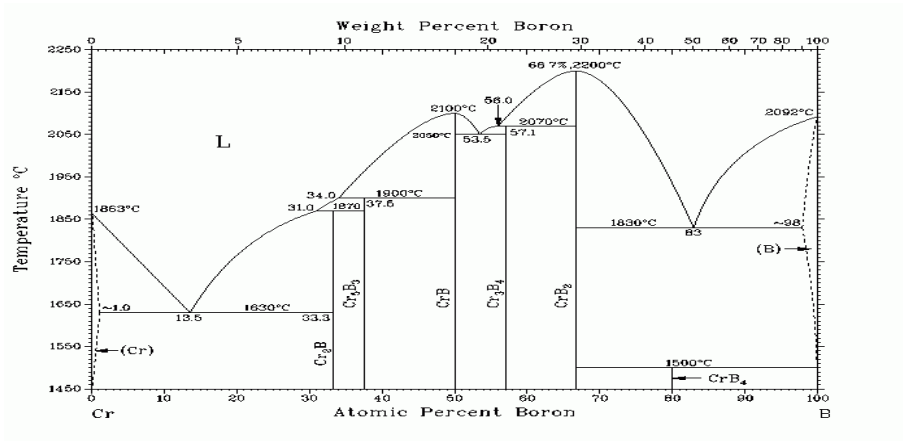
Senyawa yang terbentuk setelah aplikasi *coating* ke *substrate* dapat dilihat dari hasil XRD lapisan coating Fe-Cr-B-Mn-Si pada Gambar 2.19.



Gambar 2.19. Pola XRD *powder coating* dan hasil *metallic amorphous coating* Fe-Cr-B-Mn-Si pada rentang $2\theta = 10 - 90^\circ$. (Yu dkk, 2006)

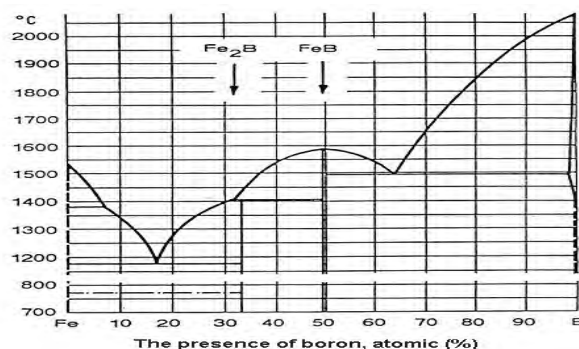
Dari pola XRD di Gambar 2.19 dapat dilihat bahwa paduan yang terdeteksi saat pengujian XRD coating adalah α -Fe, Cr_2B , Fe_3B , CrB, dan Fe_2B . Di mana puncak yang lebar yang menandakan fasa *amorphous* yang terbentuk adalah Cr_2B , CrB, Fe_3B , FeB, Fe_2B dan solid solution α -Fe dan terdapat beberapa fasa kristalin di dalam coating yaitu solid solution α -Fe dan Paduan CrB yang dapat dilihat dari puncak yang tajam. Berdasarkan dari komposisi kimia dari *wire coating* yang dipakai yaitu $\text{Fe}_{65,5}\text{Cr}_{27,5}\text{B}_{3,7}\text{Mn}_{1,7}\text{Si}_{1,6}$ dan merujuk pada hasil XRD pada gambar 2.19 di atas maka prediksi paduan yang terbentuk pada saat aplikasi

coating dapat diamati dari diagram fasa Cr – B pada Gambar 2.20. Dari Gambar 2.21 dengan mengacu pada komposisi pada *wire coating* maka dengan paduan boron sebesar 3,7% maka senyawa yang kemungkinan besar terbentuk adalah Cr_2B . Senyawa krom bromide merupakan senyawa keras yang mampu meningkatkan kekuatan aus pada material coating dan ketahanan terhadap korosi pada temperatur tinggi.



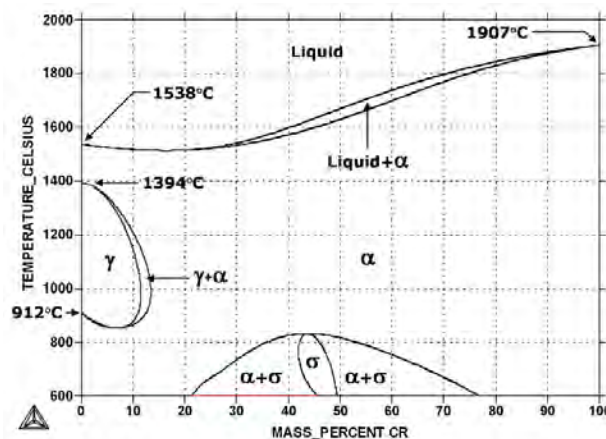
Gambar 2.20. Diagram fasa Cr-B , Cr_2B merupakan fasa yang paling mungkin terbentuk dengan presentase boron 3,7 %. (Kanaizuka, 1981)

Berdasarkan komposisi dari wire coating dimana presentase boron sebesar 3,7% membuat boron berikatan dengan besi menjadi senyawa keras besi bromide (Fe_2B) seperti terlihat pada Gambar 2.20. Senyawa keras besi bromide memiliki nilai kekerasan yang tidak jauh berbeda dengan krom bromide sehingga dapat menghasilkan lapisan coating yang tahan terhadap aus



Gambar 2.21. Diagram fasa Fe-B , Fe_2B merupakan fasa yang paling mungkin terbentuk dengan presentase boron 3,7 %. (Kanaizuka, 1981)

Berdasarkan komposisi dari *wire coating* dimana presentase besi (Fe) sebesar 65,5% dan presentase krom sebesar 27,5% memberikan kemungkinan terhadap terbentuknya fasa intermetalik (Fe-Cr fasa alpha dan Fe-Cr fasa sigma) seperti terlihat dari Gambar 2.22. Fasa intermetalik Fe-Cr tidak memiliki kekerasan setinggi senyawa krom-bromide dan besi-bromide, namun berpengaruh terhadap ketangguhan dari lapisan coating itu sendiri sehingga coating tidak mudah terlepas ketika menerima beban kejut.



Gambar 2.22. Diagram fasa Fe-Cr , Fasa intermetalik Fe-Cr merupakan fasa yang paling mungkin terbentuk dengan presentase chrome 27,5 %. (Ansara, 1985)

Unsur lain yang memiliki pengaruh yang sangat penting adalah silikon. Kandungan silikon yang cukup akan berguna untuk meningkatkan kemampuan pembentukan *glass formation*. Pada waktu yang bersamaan, silikon dapat bereaksi dengan besi dan chrome untuk membentuk *silicides* dengan memiliki kekerasan mikro yang tinggi. Silikon merupakan elemen utama dari ketahanan oksidasi. Di banding dengan logam lain seperti besi dan chrome, silikon memiliki keuntungan dengan bereaksi dengan oksigen membentuk SiO_2 . Bahkan adanya silikon bisa menjadi deoksidizer pada oksida logam yang terjebak di dalam coating. Sama halnya dengan silikon kandungan Boron juga mudah teroksidasi dari pada logam lainnya membentuk B_2O_3 . Namun SiO_2 menunjukkan lebih baik perkembangan deoksidatornya daripada B_2O_3 . SiO_2 berada pada permukaan logam cair dan dengan cara inilah dapat menjaga oksidasi dari logam cair tersebut. Kunci utama dalam penambahan Si sebagai *self fluxing agent* menghasilkan *coating thermal*

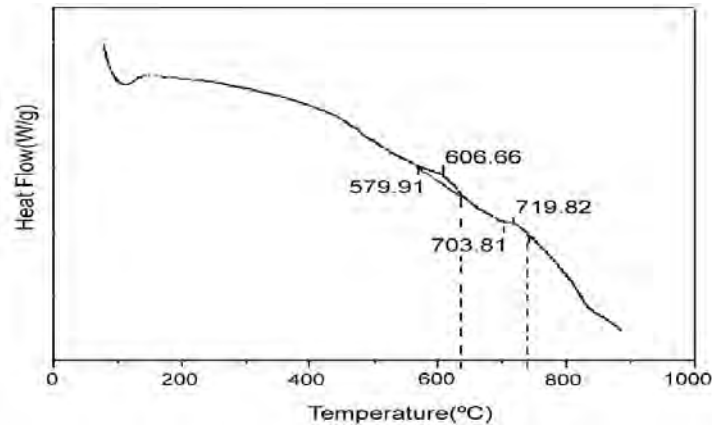
dengan kandungan oksida yang rendah sebab telah dipisahkan dari *molten metal* kandungan oksigennya oleh *silicon* dengan terbentuknya lapisan SiO₂ pada partikel molten metal tersebut (Khanlari, 2015)

Boron juga memiliki kemampuan pembentuk formasi glass. Namun dengan penambahan boron melemahkan stabilitas struktur kristalin. Faktanya boron mensupport ikatannya dan memicu untuk meningkatkan bulk modulus. Boron dapat meningkatkan kekerasan coating dengan pembentukan fasa keras di dalam coating dan juga melalui proses *solid solution strengthening* di dalam fase – besi. Boron membuat temperatur leleh turun dan membantu terbentuknya fasa keras (Khanlari, 2015 dan Linda dkk, 2011)

Kandungan Chrome dalam rentang 19-29 % disamping sebagai pengoksidasi partial selama deposisi juga dapat meningkatkan hardness, ketahanan aus, dan ketahanan korosi. Lebih jauh chromium juga dapat digunakan sebagai penghalus butir untuk menurunkan potensi retak (Khanlari, 2015).

Dari hasil XRD pada Gambar 2.19 menunjukkan adanya fasa amorphous pada lapisan hasil coating. Hal ini mengindikasikan bahwa di dalam hasil coating berbasis Fe-Cr memiliki Glass Formation Ability (GFA) yang cukup besar. Nilai dari GFA coating sangat erat hubungannya dengan struktur atom. Komposisi utama dari coating adalah sistem Fe-Cr-B-Mn-Si, dimana sudah memenuhi dasar empiris dari sistem yang diperkenalkan oleh Inoue yaitu besaran GFA dipengaruhi oleh (1) Sistem paduan multi komponen yang terdiri minimal tiga unsure penyusun, (2) Memiliki perbedaan ratio ukuran atom di atas 13%, dan (3) Memiliki kecocokan nilai percampuran panas negative dari unsure. Efek penambahan Cr, Mn, Si dan B menyebabkan perubahan bertahap pada ukuran atom dimana Si (1,34) > Mn (1,32) > Fe (1,24) > B (0,95) perbedaan tersebut membuat terbentuknya pasangan atomik baru dengan berbagai hasil *Negative heat mixing* (Wu dkk, 2006). Hasil hipotesa tersebut dapat dilihat pada gambar 2.20, dari hasil DSC Scan hasil coating dari temperatur ruang hingga temperatur 900°C yang menunjukkan pembentukan dua *Exothermic Solid-State* pada 605°C dan 719°C dimana puncak di 605°C lebih tinggi dari puncak 719°C, hal tersebut

menandakan terjadinya recrystalisasi fase amorphous pada coating yang didukung dengan adanya transformasi *solid state* selanjutnya pada 719°C (Wu dkk, 2014).



Gambar.2.23. Kurva DSC coating Fe-Cr-B-Mn-Si dengan laju pemanasan 10K/m (Wu dkk, 2006)

Dari Gambar 2.23 di atas area Supercooled Liquid Region (SLR), ΔT_x di definisikan melalui perbedaan temperature transisi glass (T_g) dan Onset Temperatur rekristalisasi (T_x) sebesar 40 K (620 – 579,9 K) dimana nilai T_x dari fase amorphous coating dihipotesa sama dengan total paduan coating Fe-Based (Inoue dkk, 1998). Semakin besar nilai SLR berkorelasi dengan baiknya nilai GFA dan besaran nilai ΔT_x memiliki hubungan yang sama dengan nilai GFA pada fasa amorphous sehingga dapat disimpulkan bahwa nilai ΔT_x dapat menggambarkan nilai GFA (Wu dkk, 2006).

2.8. Pengaruh *post annealing* terhadap porositas, struktur mikro, ketahanan aus dan ketahanan oksidasi.

Peranan perlakuan panas setelah aplikasi coating sangat penting dalam perubahan struktur mikro dan sifat mekanik. Struktur mikro yang berubah di karenakan terjadinya kristalisasi dari struktur amorphous yang terbentuk pada saat aplikasi coating (Lin dkk, 2015). Perlakuan panas setelah aplikasi coating dilakukan pada range temperature kristalisasi dikarenakan banyak fenomena yang dapat diteliti dari range temperature tersebut (Yuan, 2013). Semakin tinggi temperatur perlakuan panas setelah aplikasi coating dilakukan maksimal 650°C di

dapat hasil bahwa terjadi peningkatan kekerasan dan pengurangan porositas pada daerah yang di coating (Yu dkk, 2019). Dengan berkurangnya porositas dan lapisan oksida yang terbentuk pada lapisan coating akan meningkatkan kekuatan adhesive dan kohesif lapisan coating dikarenakan berkurangnya tegangan permukaan pada lapisan coating pada saat menerima beban tarik (Ninez, 2013). Pengurangan besaran porositas dikarenakan adanya efek *solid state sintering* karena adanya pengaruh boron yang menurunkan temperatur leleh dari senyawa yang terbentuk. Post Annealing juga mempengaruhi kekerasan dari lapisan coating diakrenakan beberapa hal yaitu (1) Proses kristalisasi dari fasa amorphous dan adanya pembentukan struktur kristalin yang sangat kecil sehingga mampu meningkatkan kekerasan mikro lapisan coating, (2) Pembentukan presipitasi senyawa Fe-B pada lapisan coating yang dianil hingga temperature 650°C (Lin dkk, 2015). Dengan adanya proses *densifikasi*, *solid-state sintering*, *grain growth* dan rekristalisasi selama proses post-annealing dapat mempengaruhi ketahanan terhadap oksidasi dan *hot-erosion* pada lapisan *coating* (Linda dkk, 2011 dan Liang dkk, 2010).

BAB 3

METODA PENELITIAN

3.1 Bahan dan Peralatan

Bahan-bahan dan peralatan yang dipergunakan dalam penelitian ini adalah sebagai berikut :

3.1.1 Bahan yang akan di *coating* (material *substrate*)

Pada dasarnya material yang akan di *coating* adalah berbentuk pipa dan *tube carbon steel* yang mampu beroperasi pada temperatur medium dan temperatur tinggi yaitu ASTM SA 213-213M, namun di dalam penelitian ini menggunakan plate baja chrome molybdenum yang di desain untuk temperatur tinggi ASTM A 387 Gr 11. Plat baja di potong dengan ukuran 50 x 40 x 3 mm sebanyak 60 spesimen. Adapun komposisi kimia dari material *substrate* dapat dilihat pada Tabel 3.1 di bawah ini.

Tabel.3.1 Komposisi kimia dan property material *substrate* yang dipakai ASTM A 387 Gr 11

Komposisi Kimia		Properti Mekanik		
Unsur	Presentase (%)	Kekuatan Tarik (min. Ksi [MPa])	Kekuatan Luluh (min. Ksi [MPa])	Elongasi dalam 1" atau 50 mm (min. %)
Carbon	0,05 – 0,17	75 - 100 [515 - 690]	45 [310]	22
Mangan	0,25 - 0,66			
Phosfor (max)	0,035			
Sulfur (max)	0,035			
Silikon	0,5 – 1,0			
Chrome	1 – 1,5			
Molybdenum	0,40 – 0,70			

Sumber : ASME Section II Part A, 2010

3.1.2 Bahan *wire intermediate coating*

Bahan *intermediate coating* yang dipakai adalah bahan *coating* komersial yang selalu digunakan dalam aplikasi pelapisan *metal spraying* di paket boiler tube untuk coating perekat (*bond coat*). Pada penelitian ini digunakan Merk

Dagang TAFE 75 Bondarc-solid Wire dimana komposisi kimia dapat dilihat pada Tabel 3.2 di bawah ini.

Tabel.3.2 Komposisi kimia material *intermediate coating*

	Nickel	Aluminium
PRAXAIR 75 B – BONDARC WIRE	95%	5%

Sumber : *Material Safety Data Sheet* PRAXAIR, 2012

3.1.3 Bahan *wire coating* akhir

Bahan wire coating akhir yang dipakai adalah salah satu bahan *coating* komersial untuk proses pelapisan logam pada tube di paket boiler ataupun di area ruang bakar lainnya yang memiliki kandungan sulfur dan carbon yang tinggi. Pada penelitian ini lapisan akhir menggunakan paduan logam besi-chrom dengan merk dagang TAFE 95 M XC atau dengan istilah lain FeCrBSiMn solid wire *Coating*. Adapun komposisi kimia dari lapisan akhir ini dapat dilihat dari Tabel 3,3 di bawah ini.

Tabel.3.3 Komposisi kimia material lapisan akhir

	Iron	Manganese	Silicon	Boron	Chrome
PRAXAIR 95-MXC / FeCrBMnSi Wire	64.6 %	2.0 %	1.7 %	3.7 %	28.0%

Sumber : *Material Safety Data Sheet* PRAXAIR, 2012

3.1.4 Peralatan untuk aplikasi *metal spraying*

Untuk mengaplikasikan pelapisan logam ke material substrate dalam penelitian ini menggunakan metode *Twin Wire Electrical Arc-Spraying* di mana untuk melelehkan kedua *wire* yang berada pada sisi katoda dan anodanya menggunakan daya listrik dan untuk meningkatkan kecepatan dari droplet cairan logam menggunakan udara bertekanan. Dalam penelitian ini untuk proses pelapisan dengan metoda *Twin Wire Electrical Arc-Spraying* menggunakan mesin

TAFAs 9000 *Electrical Wire-Arc Spraying Machine*. Adapun spesifikasi lengkap dari peralatan tersebut dapat di lihat pada Tabel. 3.4 di bawah ini.

Tabel 3.4 Spesifikasi Alat aplikasi *metal spray*

Spesifikasi Peralatan		
<i>Power Supply :</i>		
<i>Input Ampere</i>	:	< 23 A
<i>Input Voltage</i>	:	200 V
<i>Input frequency</i>	:	50 – 60 Hz
<i>Output Ampere</i>	:	100 – 200 A
<i>Output Voltage</i>	:	18 – 30 V
<i>Duty cycle (at full Ampere)</i>	:	100%
<i>Cooling</i>	:	<i>Ambient Air (convection)</i>
<i>Air Requirement , Size wire dan feed speed</i>		
<i>Atomizer Air</i>	:	3-5 Bar
<i>Size wire</i>	:	1,6 – 2,5 mm
<i>Feed speed</i>	:	<i>Depend on material Max.</i> 40 kg/h for Tin

Sumber : Praxair TAFAs, 2012

3.1.5 Peralatan grit blasting

Dalam penelitian ini peralatan grit blasting yang digunakan adalah jenis mesin semi automatic dengan merk dagang NORBLAST by Norexox dengan tipe NOB35CE. Adapun spesifikasi peralatan dapat dilihat pada Tabel 3.5.

Tabel 3.5 Spesifikasi peralatan grit blasting tipe NOB35CE

Spesifikasi Peralatan :		
<i>Capacity</i>	:	35 Liters
<i>Pipe Work</i>	:	1/2"
<i>Grit Blasting hose dia.</i>	:	13 mm
<i>Remote control handle</i>	:	<i>Pneumatic</i>
<i>Hose length</i>	:	10 m
<i>Connector Nozzle</i>	:	3/4" threaded
<i>Filter</i>	:	<i>Vortex Air</i> <i>Conditioning</i>
<i>Hose Nozzle</i> <i>(As Required)</i>	:	3/8" (9 mm)
<i>Pressure (for steel)</i>	:	6-7 Bar
<i>Required air for noz.3/8</i>	:	5 m ³ min/200 cfm
<i>Required Abrasive</i>	:	478 Kg/hour
<i>Required H.P</i>	:	39

Sumber : NORBLAST by Norexox *Specification Datasheet*, 2015.

3.1. 6 Jenis dan ukuran *abrasive* yang digunakan untuk proses *grit blasting*.

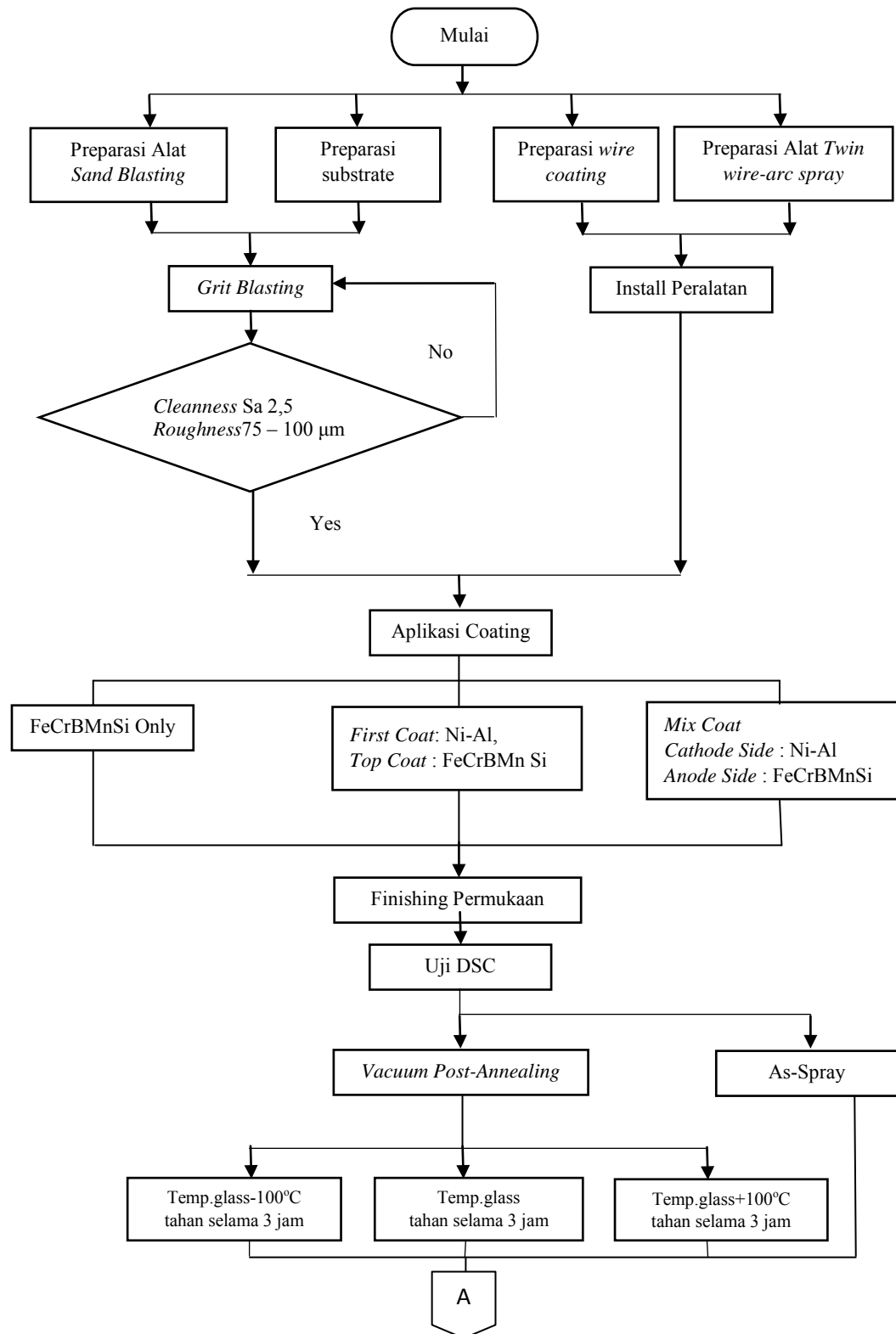
Dalam penelitian ini untuk melakukan proses *grit blasting* digunakan jenis abrasive Aluminium Oxide dengan ukuran mesh 24 untuk mendapatkan perkiraan kekasaran rata-rata (Ra) pada rentang nilai 75 – 100 μm . spesifikasi Aluminium Oxide untuk grit blasting dapat dilihat pada Tabel 3.6 di bawah ini.

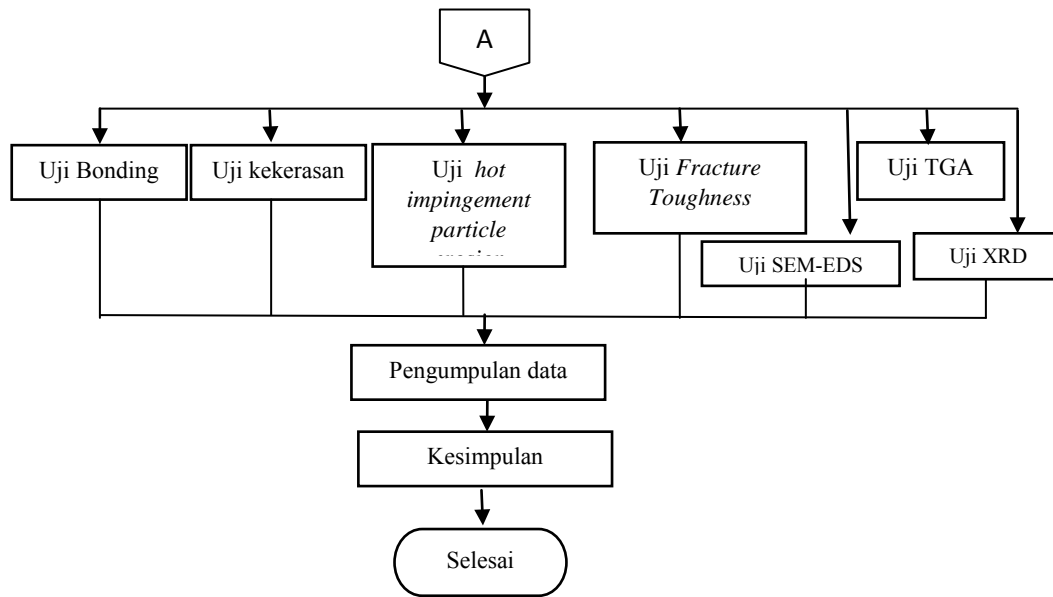
Tabel 3.6 Komposisi kimia, sifat fisik dan ukuran dari Aluminium Oxide

Spesifikasi Aluminium Oxide	
<i>Color</i>	: <i>DarkBlack</i>
<i>Grain shape</i>	: <i>Angular</i>
<i>Crystallinity</i>	: <i>Coarse Crystal</i>
<i>Hardness</i>	: <i>9 Mohs</i>
<i>Specific Gravity</i>	: <i>3,94</i>
<i>Bulk Density</i>	: <i>122 lbs/ft³</i>
<i>Proximate Chemical</i>	
Al ₂ O ₃	: 95,7 %
TiO ₂	: 2,5 %
SiO ₂	: 0,86 %
Fe ₂ O ₃	: 0,14 %
CaO	: 0,39 %
MgO	: 0,24 %
Na ₂ O	: 0,02 %
K ₂ O	: 0,15 %
<i>Grit Size 24 equiv with</i>	: 1400 ~ 1180 μm

Sumber : Kramer Industri for Grit mesh 24, 2015.

3. 2. Diagram Alir Penelitian





Gambar 3.1 Diagram Alir Penelitian

3.3 Prosedur Penelitian

3.3.1 Preparasi peralatan blasting dan substrate

Untuk mendapatkan hasil yang baik maka dalam penelitian ini menyertakan standard baik dalam persiapan substrate, pelaksanaan dan pengujiannya. Dalam melakukan persiapan substrate dan peralatan blasting mengikuti standard NACE 2 a tau SSPC SP-10 (*Near White Blasting*). Adapun rangkaian prosedurnya sebagai berikut:

- Prosedur sebelum *sand blasting* ; (1) Semua kotoran pada *substrate*, oli dan *grease* agar dibersihkan dengan menggunakan deterjen hingga bersih. SSPC-SP 1, (2) Jika terdapat bekas *weld spatter*, *sharp fin* dan *burning slag* harus di bersihkan. (3) Periksa kebersihan nozzle blasting, dan periksa kelengkapan dari kompressor udara, dan peralatan sand blasting.
- Prosedur pelaksanaan *sand blasting*: Operator harus memakai peralatan safety dan dilakukan pada ruangan tertutup dan dipasang *exhaust fan*, dan pelaksanaan *sand blasting* harus 3°C di atas *dew point* temperatur di lokasi tersebut.

- Prosedur pemeriksaan hasil : Pemeriksaan hasil menggunakan metoda kartu komparator seperti terlihat di bawah ini. Dan dilihat besaran kekasaran yang di butuhkan dengan menggunakan alat ukur kekasaran portable.

3.3.2 Preparasi peralatan electrical wire-arc spray dan persiapan wire coating.

Wire coating yang digunakan dalam penelitian ini terdiri dari dua jenis yaitu (1) *Wire* dengan tipe paduan besi, chrome, Boron, Silikon, dan Mangan. (2) *wire* dengan tipe paduan nikel dan aluminum. Dalam penelitian ini terdapat tiga variabel yang dipilih yaitu (1) Aplikasi *coating* hanya untuk coating dengan tipe Fe-Cr-B-Mn-Si, (2) Aplikasi *coating* dengan lapisan coating pertama Ni-Al dan *coating* berikutnya menggunakan Fe-Cr-B-Mn-Si, (3) Aplikasi *coating* dengan di campur di mana pada sisi katodanya adalah *wire* Ni-Al dan sisi anodanya Fe-Cr-B-Mn-Si. Diameter *wire* yang dipilih adalah yang paling kecil yaitu 1,6 mm. untuk aplikasi dalam penelitian dibutuhkan *wire coating* Fe-Cr-B-Mn-Si sepanjang minimal 25 meter dan *wire coating* Ni-Al sepanjang minimal 20 meter.

Pemeriksaan kondisi *wire* motor dan input variabel di mesin menunjukkan kesesuaian, menggunakan air cap dengan jenis *Gold Air Cap* (*medium to fine spray pattern*), menggunakan *nozzle positioner* baru *short slot nozzle positioner* (Gedcevious, 2003). Pengaturan parameter dan penetapan jarak tembak gun ke substrate dalam penelitian ini menggunakan parameter-parameter yang dipakai pada beberapa penelitian sebelumnya dengan mengambil hasil optimal dari beberapa parameter tersebut. Adapun parameter yang dipakai yaitu *atomizer air pressure* digunakan tekanan 50-60 Psi (Dallaire, 2000), Arus listrik yang digunakan pada 150 ampere (Dallaire, 2000 dan Madaeni dkk, 2008) dan tegangan yang diatur pada 32 volt (Dallaire, 2000).

3.3.3 Pelaksanaan coating pada substrate dan finishing permukaan.

Pada pelaksanaan coating dilakukan pada 60 spesimen dengan ukuran 50x40x3 mm. berikut tabel sample untuk pengujian.

Tabel 3.7 Rancangan jumlah variabel dan level untuk pengujian.

Variabel	Level	Code
A. FeCrBMnSi Coating	1. As-Spray 2. 500°C 3. 600°C 4. 700°C	A.1 A.2 A.3 A.4
B. First Coat : Ni-Al, Secondary coat : FeCrBMnSi	1. As-Spray 2. 500°C 3. 600°C 4. 700°C	B.1 B.2 B.3 B.4
C. Mix Coat Cathode Side : Ni-Al Anode Side : FeCrBMnSi	1. As-Spray 2. 500°C 3. 600°C 4. 700°C	C.1 C.2 C.3 C.4

Tabel 3.8 Rancangan jumlah spesimen

Code	Mikro Hardness	SEM + EDS XRD	TGA-DSC	Bond Test	Hot Erosi	Fracture Toughness
	Qty	Qty	Qty	Qty	Qty	Qty
A.1	2	1	1	4	3	2
A.2	2	1	1	4	3	2
A.3	2	1	1	4	3	2
A.4	2	1	1	4	3	2
B.1	2	1	1	4	3	2
B.2	2	1	1	4	3	2
B.3	2	1	1	4	3	2
B.4	2	1	1	4	3	2
C.1	2	1	1	4	3	2
C.2	2	1	1	4	3	2
C.3	2	1	1	4	3	2
C.4	2	1	1	4	3	2
total	24	12	12	48	36	24

Adapun setelah spesimen di coating spesimen di potong dengan *wire cutting* sesuai dengan ukuran, yaitu : (1) spesimen untuk pengujian SEM+EDS, dan XRD : 10 x 3 x 3 mm, (2) spesimen untuk pengujian bonding test 50 x 40 x 3 mm (tidak dipotong), (3) spesimen untuk pengujian hot erosi 50 x 40 x 3 mm, (4) spesimen TGA-DTA di mortar dan digerus untuk memperoleh serbuknya.(5)

Pengujian Mikrohardness 10 x 10 x 3 mm, (6) Pengujian *fracture toughness* dengan metoda evans and wilshaw 10 x 10 x 3 mm.

Sebelum pelaksanaan coating pada substrate ini, substrate dibersihkan dengan cara di blowing untuk menghindari adanya sisa pasir yang masih menempel di substrate. Setelah itu substrate di panasi hingga temperatur 150-200°C selama 60 detik dan di basuh aseton dengan tujuan menghilangkan sisa kontaminan yang masih menempel di substrate. Kemudian aplikasi coating ke substrate dengan mengikuti beberapa parameter sesuai dengan hasil dari penelitian sebelumnya dengan menggunakan jenis wire coating yang mendekati dari yang di ujikan.

Adapun beberapa parameter pada saat aplikasi coating yang digunakan dalam penelitian ini, yaitu :

1. Ketebalan lapisan coating, untuk coating tunggal tebalnya 1 mm, untuk *coating* berlapis lapisan masing-masingnya 0,5 mm (Madaeni, dkk, 2008; Dallaire, 2000),
2. *Travel speed* 10 cm/s (Gedzevicius, dkk, 2003),
3. Sudut spray 90° (Gedzevicius dkk, 2003, Rohan dkk, 2004, dan Barito dkk, 2012)
4. Jarak antara gun dengan substrate 15 cm (Gedzevicius dkk, 2003 dan Branagan dkk, 2005)

Setelah pelaksanaan coating material substrate selesai dilakukan pengukuran terhadap kekasaran hasil coating dengan metoda depth gauge di ukur sebanyak 10 titik tiap sampel lalu di rata-ratakan (Ra). Dan untuk melakukan pengujian *hot erosion test* tahapan berikutnya spesimen harus di ratakan dengan menggunakan kertas silica grade 400, dibersihkan dengan aseton lalu dikeringkan dengan udara panas dan di timbang (ASTM G76, 2010 dan ASTM G211, 2014) Untuk persiapan *bond test* dapat dilakukan pembersihan permukaan dengan aseton. Dan untuk persiapan pengujian TGA dan DTA coating di mortar dan digerus untuk mendapatkan serbuknya.

3.3.4 Pengujian DSC terhadap tiga variabel spesimen untuk mendapatkan temperature glass

Dalam menentukan besarnya temperatur *post annealing* dan memprioritaskan data hasil uji yang signifikan dan akurat maka di dalam penelitian ini melakukan uji awal terhadap tiga variabel pengujian yaitu (1) *coating* hanya FeCrBMnSi, (2) *Coating* dengan lapisan pertama Ni-Al dan lapisan berikutnya adalah FeCrBMnSi, dan (3) *Coating* dengan pencampuran Ni-Al dan FeCrBMnSi.

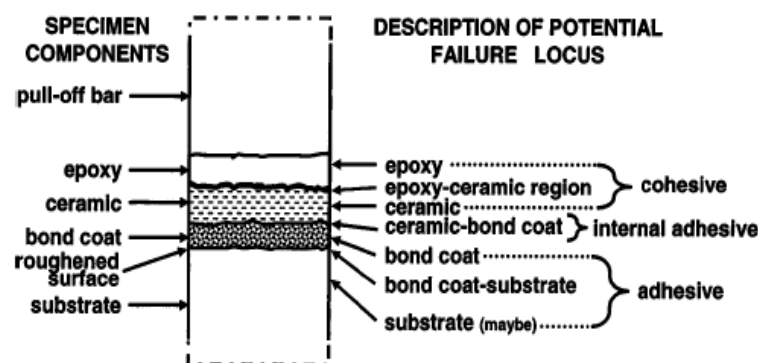
Setelah temperatur transisi glass dari ketiga spesimen tersebut di dapat lalu dirata-ratakan nilainya. Nilai rata-rata yang di dapat menjadi nilai temperatur transisi glass pengujian untuk ketiga variabel *coating* tersebut. Sehingga variasi temperatur yang dilakukan di dalam pengujian ada 4 yaitu *As-Spray*, temperatur glass dikurangi 100°C, pada temperatur glass itu sendiri dan temperatur glass di tambah 100°C (Lin dkk, 2015).

3.3.5 Perlakuan panas setelah aplikasi coating di lakukan (*post annealing*)

Dalam penelitian ini setelah aplikasi coating dilakukan untuk menambahkan kekuatan adhesifnya, pengurangan jumlah porositas, dan sifat mekanik maka dilakukan post annealing pada rentang temperature antara temperature glass (T_g) dengan temperatur kristalin (T_x) (Lin dkk, 2014, Z heng dkk, 2015) di dalam *vacuum furnace* selama 3 jam (Liu dkk, 2014) coating dipanasi dari temperature ruang ke temperature anneal dengan laju pemanasan sebesar 5 K/min dan dialiri argon 2.7 slpm hingga temperature 200°C kemudian didinginkan hingga ke temperature ruang dengan penurunan yang lambat di dalam furnace. Hal ini dilakukan untuk mengurangi thermal stress yang besar pada lapisan coating dan interface.

3.3.6 Pengujian kekuatan adhesif coating

Dalam melakukan pengujian bonding coating didasarkan pada standard pengujian ASTM D4541-02 Pengujian ini dilakukan untuk menentukan kekuatan bonding antara substrate dengan coating dengan cara di berikan gaya normal tarik. Pengujian ini dilakukan untuk ketebalan coating lebih besar dari 0,38 mm dan dapat diaplikasikan untuk metode *coating thermal spray*. *Adhesive bonding agent* (Lem perekat) disesuaikan dengan list manufaktur yang direkomendasikan oleh ASTM D4541-02 dan disesuaikan dengan kebutuhan pengujian. Sebelum dilakukan pengujian perlu dilakukan penghalusan permukaan hingga perbedaan ketebalan tidak lebih dari 0,025 mm. Pengujian dilakukan sebanyak 2 kali dengan deviasi tidak lebih dari 25 %. Jenis kegagalan dapat diketahui dari penjelasan di lampiran ASTM C 633-10. Jenis epoxy adhesive yang direkomendasikan adalah Loctite 907 Hysol.



Gambar 3.2. Klasifikasi bentuk kerusakan hasil uji bonding coating (Pawlovski,2008).

3.3.7. Pengujian kekerasan dan *fracture toughness* lapisan coating.

3.3.7.1. Pengujian kekerasan lapisan coating

Pengujian kekerasan mikrohardness vicker untuk material metallic coating didasarkan pada standard ASTM E92-82 (2003) dengan beban 500 gram force ditahan selama 30 detik . Pengujian dilakukan sebanyak 3 kali di area

permukaan dan 3 kali di area melintangnya (cross section) kemudian diambil nilai rata-rata dari setiap area yang diambil.

3.3.7.2. Pengujian fracture toughness (K_c) lapisan coating

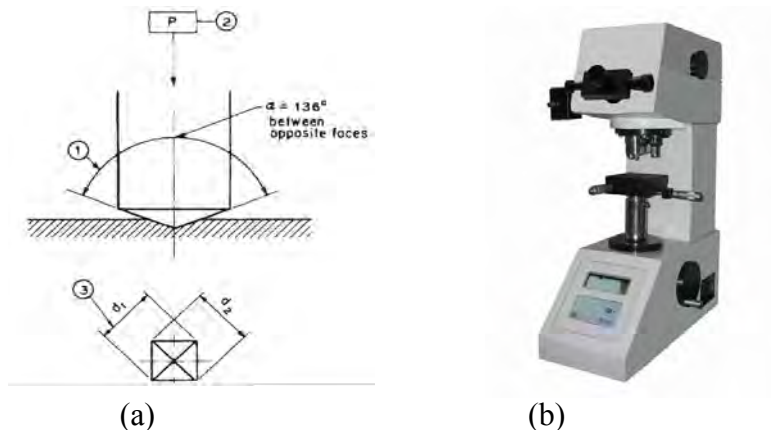
Pengujian fracture toughness lapisan coating dilakukan dengan cara memberikan beban secara tegak lurus terhadap lapisan cross section dengan menggunakan peralatan mikrohardness vicker dengan pembebanan 300 gramforce ditahan selama 30 detik dan dilakukan perulangan sebanyak 2 kali. Crack parallel yang terindentasi di lapisan coating dihitung dengan menggunakan persamaan Evans dan Wilshaw (Lin dkk, 2015).

$$K_c = 0,079 (P/a^{3/2}) \log(4,5a/c) \dots \dots \dots (3.1)$$

Dimana : P : Beban indentasi yang diaplikasikan (N)

a : Setengah diagonal indentasi (m)

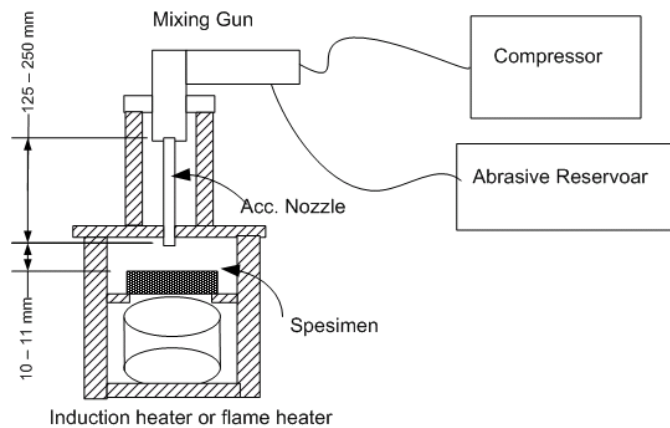
c : Panjang crack dari pusat indentasi (m)



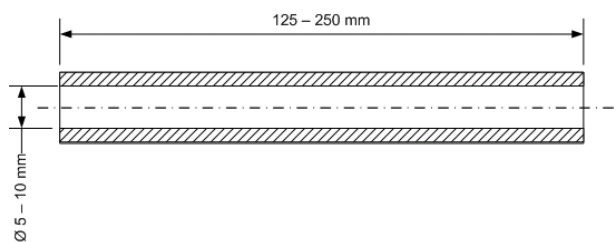
Gambar 3.3. (a) Prinsip dasar indentasi pengujian mikrohardeness vicker (ASTM-E92-82, 2003), (b) Peralatan uji mikrohardeness vicker model 402MVD

3.3.8. Pengujian coating terhadap erosi panas (Hot Erosion Test)

Untuk mengetahui ketahanan material coating pada saat dioperasikan maka perlu dilakukan pengujian hot erosion test sesuai dengan standard ASTM G76 dan G211 dan temperature panas uji yang dipakai disesuaikan dengan temperature maksimal desain boiler batubara PT. PUSRI Palembang yaitu 490°C dan sudut benturan 90° . Untuk mengetahui kecepatan tumbukan partikel *abrasive* yang keluar dari *nozzle* diukur dengan metoda double disk Ruff and Ives. Dimana skema peralatan pengujian dapat dilihat dari gambar di bawah ini.



Gambar 3.4. Skema peralatan uji *hot erosion* sesuai dengan standard ASTM G76 dan ASTM G211.



Gambar 3.5. Desain *Jet Nozzle* yang dipakai untuk pengujian *hot erosion*

3.3.9. Pengujian ketahanan coating terhadap oksidasi.

Dalam penelitian ini salah satu respon yang akan di teliti adalah respon ketahanan material coating terhadap oksidasi menggunakan peralatan uji TGA-DSC yang di injeksi oksigen selama pemanasan . Adapun tahapan dalam pengujian (1) Melakukan kalibrasi, setting temperature dan setting aliran fluida yang masuk ke furnace TGA-DSC (memasang cawan tanpa sample ke dalam alat dan dilakukan pemanasan sesuai dengan besaran temperature uji yang diinginkan dalam pengujian ini di uji hingga 1000°C walau temperature kerja hanya 500°C maksimal, dan setting heating rate pada 10K/min dan aliran fluida oksigen yang masuk sebesar 2 SLPM), (2) Membuat serbuk coating seberat maksimal 10 mg dengan cara di mortar dan digerus, dan (3) Meletakkan sampel pada cawan yang telah terpasang pada alat.

3.3.10. Pengujian jumlah porositas yang terbentuk pada lapisan coating.

Dalam penelitian ini untuk mengetahui jumlah porositas yang terbentuk baik pada lapisan melintang maupun pada lapisan permukaan menggunakan scanning electron microscope (SEM). Standard yang digunakan dalam penentuan jumlah porositas ini adalah standard ASTM E2109-01.(2014) dengan mengkombinasi metoda manual (Metoda A) dan Metoda otomatis yang dikombinasikan dengan Energi dispersive spektroskopis sinar-x (EDS) (Metoda B) dengan pembesaran hingga 200 μ m, pengambilan gambar sebanyak 20 kali secara acak dan hasilnya di rata-ratakan. Untuk persiapan spesimen dihaluskan dengan kertas silica dengan grit 2000 dan dipolishing agar didapat hasil gambaran yang baik. Selain jumlah porositas yang dapat di amati, besaran oksida dan logam yang tidak leleh juga diamati dikombinasikan dengan EDS untuk mengamati struktur intermetalik yang terbentuk di area itu.

Hal yang perlu diperhatikan dalam menganalisa porositas adalah pengaturan resolusi dan kesalahan penentuan antara lapisan oksida kecil, logam tidak leleh kecil dan porositas yang besar dan kesemuanya bercampur dalam jarak yang tidak terlalu jauh (Liu dkk, 2014, Yu dkk, 2009, Zhang dkk, 2015 dan Liu dkk, 2015). Pengamatan porositas dilakukan pada 4 posisi di cross section dalam satu sample dengan pembesaran 200x dan 300x. Hasil gambar SEM dianalisa

dengan image processing program dalam penelitian ini menggunakan program Image J. Dalam program tersebut pengaturan kontras dan brightness menjadi salah satu faktor penting. Penentuan presentase porositas menggunakan initial image gray-scale dan dari histogram *gray value* (black to white) di tentukan bahwa gray scale untuk porositas adalah 0 - 40 (Bergant dkk, 2014).

3.3.11. Pengamatan morfologi, unsur, dan topografi lapisan coating.

Dalam pengujian pada penelitian ini untuk mengamati morfologi, unsur dan topografi dari hasil *coating* dan hasil post-annealing menggunakan *Scanning Electron Microscope* (SEM) dikombinasikan dengan *Energy Dispersive Spectroscopy X-Ray* (EDS). Adapun data-data yang diamati selain besaran porositas, metal oksida dan logam yang tidak leleh adalah pengamatan penyebaran elemen komposit lapisan melintang dan permukaan coating, pengamatan unsur fasa intermetalik yang terbentuk dan dikombinasikan dengan hasil analisa dari XRD sehingga diketahui senyawa yang terjadi pada area tersebut.

3.3.12 Pengujian X-Ray Diffraction (XRD)

Pengujian XRD ini adalah sebuah pengujian yang dilakukan untuk mengetahui senyawa/unsur (analisis kualitatif) yang terbentuk pada sampel dan penentuan komposisi sampel (analisis kuantitatif). Analisis yang dilakukan berhubungan dengan pengujian lain, misalnya SEM atau TEM. Pengamatan dengan mikroskop akan menjelaskan bagaimana distribusi fasa yang teridentifikasi berdasarkan hasil karakterisasi XRD.

Hasil dari pengujian XRD dikombinasikan dengan hasil TGA-DSC maka di dapat tipe struktur yang terbentuk pada lapisan coating apakah amorphous apakah kristalin dan dapat dianalisa hasil dari post-annealing terhadap perubahan besaran presentase antara kedua unsur tersebut.

~ Halaman ini sengaja dikosongkan~

BAB 4

HASIL DAN PEMBAHASAN

4.1. Hasil *Grit Blasting* dan *Twin Wire Arc Spraying* (TWAS)

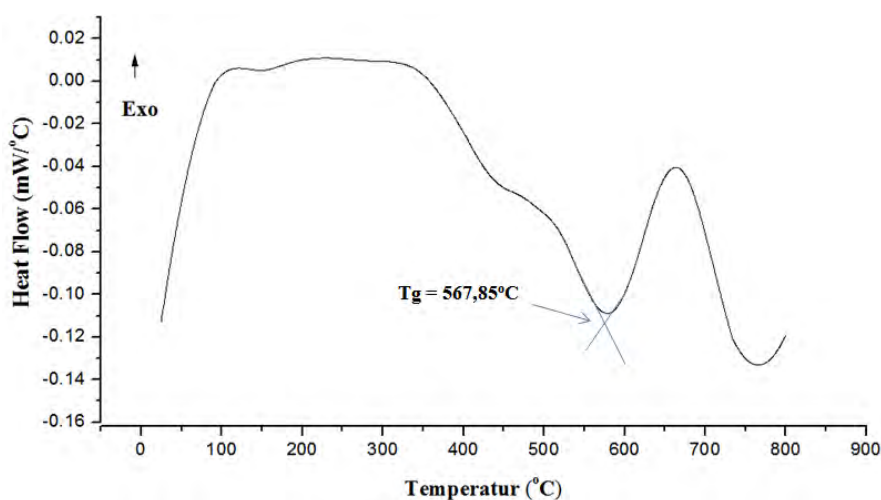
Dalam standard aplikasi *thermal spray coating substrate* harus di lakukan *grit blasting* untuk mendapatkan kebersihan dan kekasaran yang sesuai dengan standard. Minimal yang dipersyaratkan untuk kebersihan permukaan berdasarkan ISO 8501-1 tipe Sa 2,5 dan kekasaran permukaan yang dibutuhkan adalah berkisar 64 – 80 μm (Chaithanya, 2007). Untuk pengukuran hasil kekasaran menggunakan testex o-film sesuai standard ASTM D417-03 dan dibandingkan dengan menggunakan *depth gauge* berdasarkan standard ASTM D7127-05. Hasil yang didapat dari hasil *sand blasting* dengan menggunakan material grit mesh 24 *brown alumina oxide* adalah tingkat kebersihan mencapai SA 3 (artinya dilihat tanpa pembesaran, permukaan bebas dari oli, *grease* dan korotan dan dari *mill scale*, karat, cat sebelumnya dan material lainnya) sehingga dapat mengurangi kegagalan karena terbentuknya *oxide* pada lapisan *interface* antara *coating* dan *substrate* dan kekasaran permukaan berkisar 62 – 81 μm merupakan kekasaran yang ideal karena dapat meningkatkan sifat adhesive lapisan coating dengan bidang kontak yang besar dan terjadinya *mechanical interlock* (kekasaran yang terlalu tinggi tidak disarankan untuk TWAS karena bisa menimbulkan celah pada dasar grit blasting substratnya) . Setelah *substrate* di *grit blasting substrate* di bersihkan dengan acetone dan di keringkan dengan udara kompressor.

Aplikasi *twin wire arc spraying* (TWAS) mengikui parameter-parameter : Arus listrik 140-150 A, Tegangan 32 V, Jarak tembak 15-20 cm, udara kompresi 65 Psi, dan wire speed pressure 30 Psi. Ketebalan hasil pelapisan diukur dengan menggunakan *Micrometer Screw Gauge* pada 5 posisi pengukuran dalam tiap samples untuk mendapatkan keseragaman hasil coating. Ketebalan hasil coating didapat 930-1100 μm . Kekasaran hasil coating diukur dengan menggunakan *depth gauge* berdasarkan standard ASTM D7127-05 di ukur pada lima tempat setiap sample dan hasil yang didapat adalah 300 – 328 μm . Keseragaman dalam

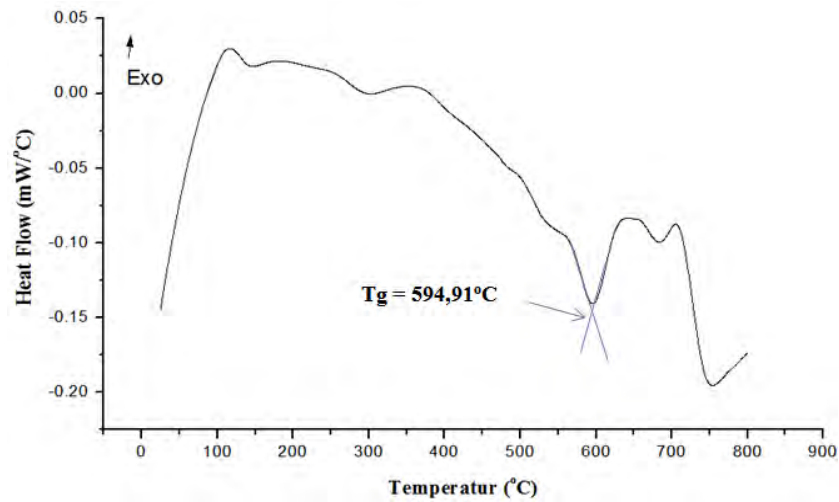
ketebalan sangat mempengaruhi terhadap sifat adhesif dan kohesifnya sehingga berpengaruh dalam pengambilan data hasil *pull-off test*.

4.2. Karakterisasi pengujian *Different Scanning Calorimetric* (DSC)

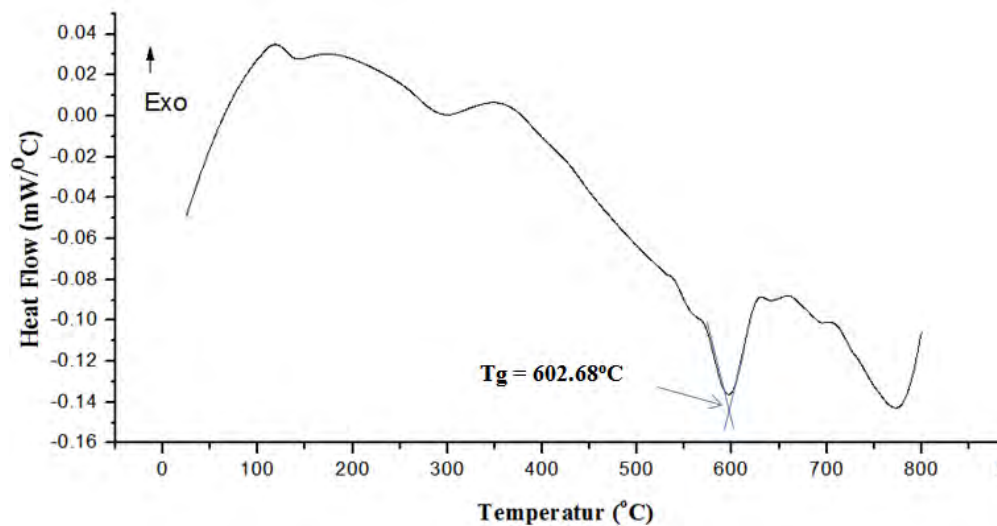
Pengamatan dari DSC di dalam penelitian ini adalah untuk mengetahui besaran dari *glass transition temperature* (T_g) dari masing-masing variasi coating yang telah dilakukan. Penentuan besaran *temperature glass transition* setiap lapisan *coating* berdasarkan standard ISO 11537-1 (2009) yaitu untuk penetapan titik puncak awal adalah perpotongan garis virtual yang bersinggungan pada kurva dengan titik belok di dekat titik puncak. Pengujian dengan menggunakan peralatan uji DSC Metteler-Toledo dilakukan di dalam *inert* atmosfer (injeksi gas argon selama proses) dipanaskan dengan *continuous heating rate* $20^\circ\text{C}/\text{min}$ dari temperature kamar hingga temperature 800°C . Coating dipisahkan dari substrate dengan di bubut dan di gerus hingga menjadi *powder* (sekitar 17 mg). Untuk memudahkan menganalisa temperatur transisi glass maka kurva DSC diturunkan terhadap temperature. *Temperatur transisi glass onset coating* FeCrBMnSi single coating, double layer NiAl-FeCrBMnSi dan Mix coating NiAl +FeCrBMnSi yang diperoleh adalah $567,85^\circ\text{C}$, $594,91^\circ\text{C}$, dan $602,68^\circ\text{C}$. Hasil dari pengujian DSC dapat dilihat pada Gambar 4.1, 4.2, dan 4.3.



Gambar 4.1. Kurva turunan pertama DSC terhadap temperatur FeCrBMnSi *single coating*



Gambar 4.2. Kurva turunan pertama DSC terhadap temperatur *double layer* coating NiAl-FeCrBMnSi coating.



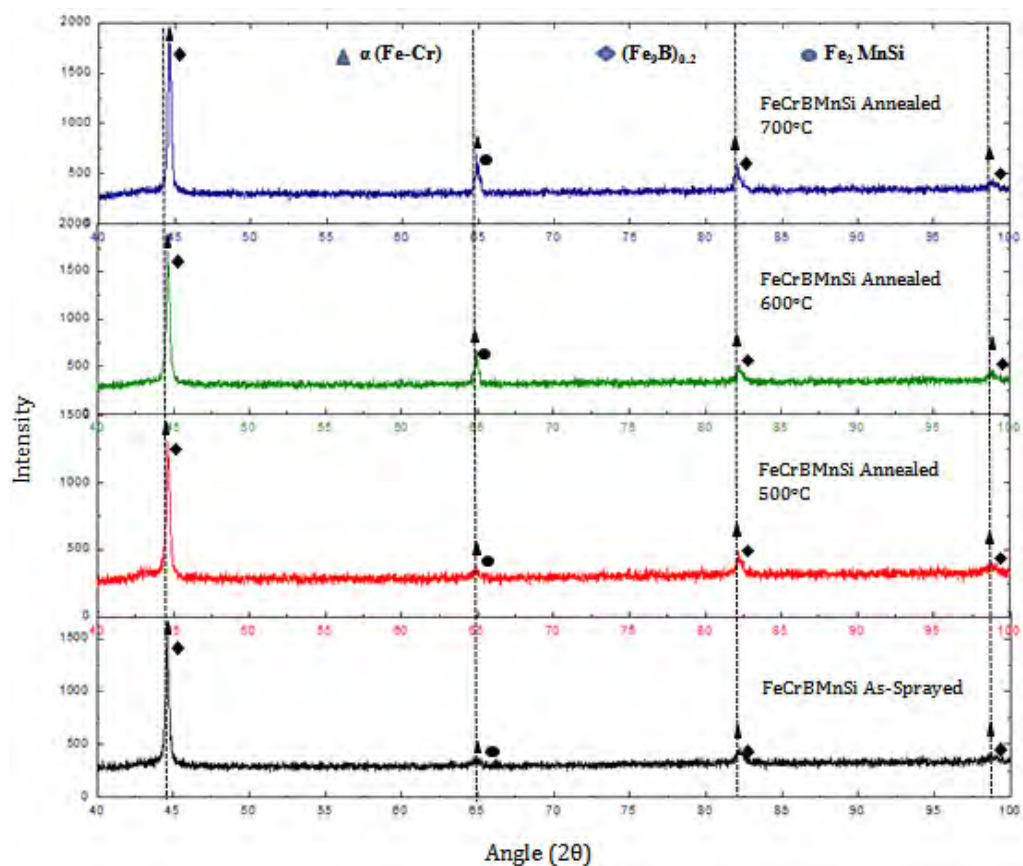
Gambar 4.3. Kurva turunan pertama DSC terhadap temperatur *mixing* NiAl+FeCrBMnSi coating.

Setelah temperature transisi glass di dapat maka dilakukan *vacuum post-annealing* di *horizontal vacuum furnace* pada temperature 500°C, 600°C dan 700°C dengan dialirkan gas argon sebesar 2,7 slpm hingga temperatur 200°C dan ditahan selama 3 jam kemudian didinginkan hingga temperature kamar di dalam *furnace*. Laju pemanasan dan pendinginan di atur serendah mungkin agar tidak terjadi *thermal stress* pada *coating* dan di lapisan *interface*. *Post-annealing* di

vacuum furnace bertujuan agar tidak terbentuk *thermal growing oxide* (TGO) pada *coating* dan pada lapisan *interface* saat pemanasan berlangsung (Chaoping dkk, 2013). Laju pemanasan dan pendinginan di atur pada 10K/min. Besaran tempertur transisi gas (Tg) lebih tinggi dengan hasil penelitian oleh J.R Lin dkk tahun 2014 pa da material cored wire $\text{Fe}_{75}\text{Ni}_5\text{Cr}_9\text{B}_6\text{Si}_3\text{Nb}_1\text{W}_1$ yaitu pada temperatur 545°C. Besaran nilai temperature transisi glass (Tg) sangat tergantung pada kandungan Nikel dan Boron dalam *cored wire*. Unsur Ni besar dari 8% meningkatkan *melting* temperatur dari lapisan *coating* dengan *melting* temperatur naik maka temperatur transisi glas juga mengalami kenaikan. Unsur Boron dapat menurunkan secara signifikan *melting* temperatur sehingga temperature transisi glass (Tg) juga mengalami penurunan drastis dan dapat membuat proses densifikasi lebih mudah terjadi.

4.3. Karakterisasi X-Ray Diffraction (XRD)

Pengamatan difraksi sinar x ini bertujuan untuk mengetahui fasa dan senyawa yang terbentuk pada ketiga variasi coating setelah coating dilakukan, dan setelah post-annealing. Pengujian XRD dilakukan dengan interval sudut 40-100° . Dari hasil XRD didapat bahwa fasa *coating as-sprayed* pada berbagai variasi sudah menunjukkan kristalinitasnya dengan adanya peningkatan temperatur *post-annealing* intensitas kristalinitasnya semakin tinggi.

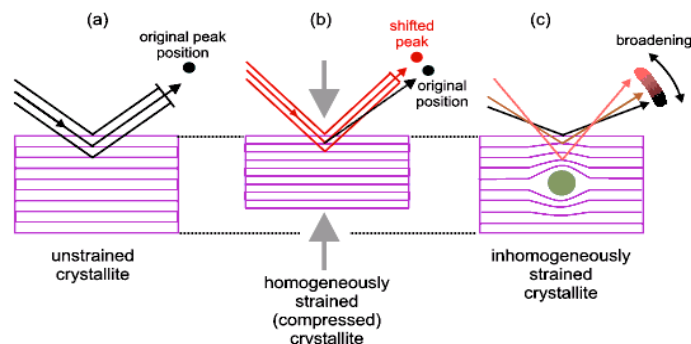


Gambar 4.4. Hasil XRD *coating* FeCrBMnSi *as-sprayed* dan *post-annealed*.

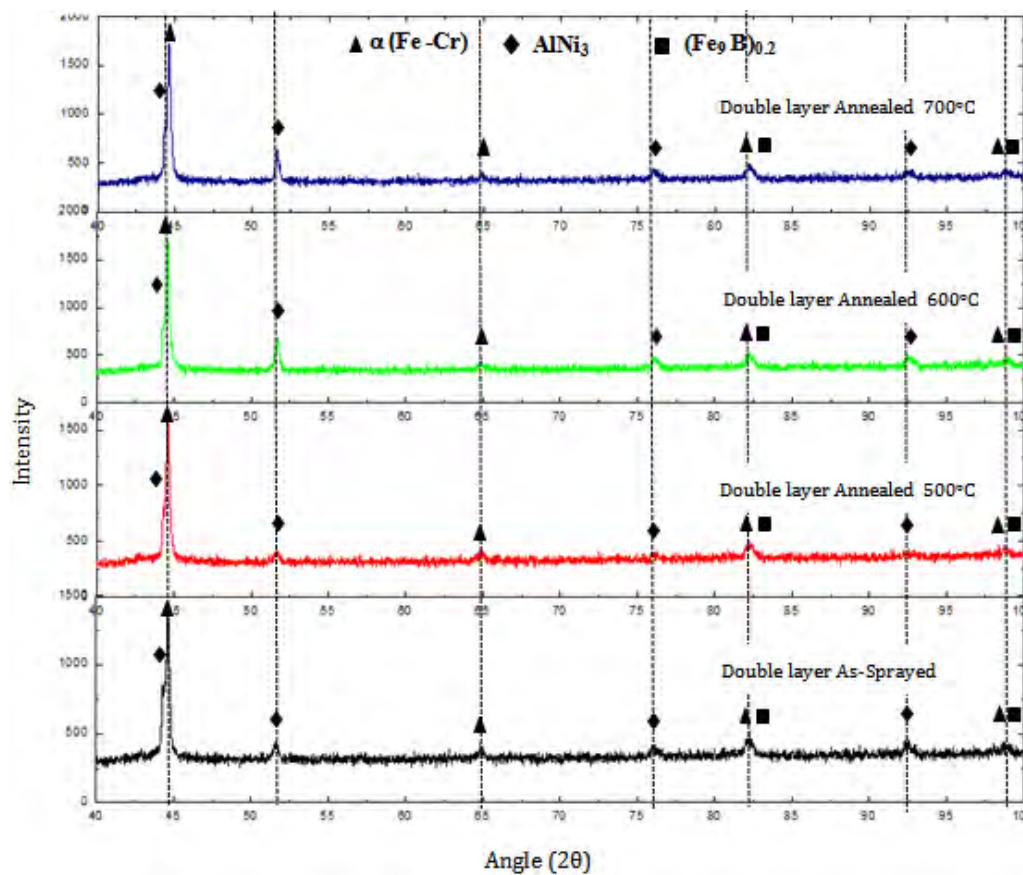
Tabel.4.1. Hasil data dan pengolahan data XRD *coating* FeCrBMnSi

Jenis Spesimen	FWHM [°2θ]	D (nm)	d- spacing	Intensitas	Pos. [°2θ]
α (Fe,Cr)					
FeCrBMnSi As-Sprayed	0.206	40.46	2.03018	791	44.596
FeCrBMnSi Annealed 500°C	0.201	41.48	2.03009	928	44.598
FeCrBMnSi Annealed 600°C	0.196	42.57	2.02989	1070	44.603
FeCrBMnSi Annealed 700°C	0.179	46.63	2.02978	1223	44.605
$(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$					
FeCrBMnSi As-Sprayed	0.206	41.29	2.03018	395	44.713
FeCrBMnSi Annealed 500°C	0.201	42.34	2.03009	424	44.715
FeCrBMnSi Annealed 600°C	0.196	43.46	2.02989	535	44.72
FeCrBMnSi Annealed 700°C	0.179	47.62	2.02978	611	44.723

Dari Gambar 4.4 dapat dilihat bahwa terbentuk fasa keras *solid solution* $\alpha(\text{Fe-Cr})$ pada sudut 2θ : 44.596, 64.840, 82.170, 98.710, fasa keras $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$ pada sudut 2θ : 44.713, 82.41, 99.05, dan fasa keras Fe_2MnSi pada sudut 2θ : 65.02. Dari hasil diatas terlihat fasa yang dihasilkan lapisan *coating* sebelum *post-annealed* sudah dominan kristalin dengan peningkatan temperatur proses kristalisasi terus terjadi ditandai dengan semakin kecilnya *Full Weight at Half Maximum* (FWHM) yang dapat dilihat dari Tabel 4.1. Proses rekristalisasi fasa keras $\alpha(\text{Fe-Cr})$ dan $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$ semakin jelas dilihat pada Tabel 4.1 dimana intensitas dari kedua fasa ini terlihat jelas meningkat yang berarti pertumbuhan butir terus berlangsung disertai dengan semakin tajamnya *peak* yang dihasilkan. Proses rekristalisasi ini dapat didukung dengan peningkatan ukuran kristal pada kedua fasa tersebut. Dimana fasa keras $\alpha(\text{Fe-Cr})$ mengalami peningkatan ukuran dari 40.46 nm (kondisi *as-sprayed*) menjadi 46.63 nm(*post-annealed* 700°C) dan fasa keras $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$ dari ukuran semula 41.29 nm (kondisi *as-sprayed*) menjadi 47.62 nm (kondisi *post-annealed* 700°C). Di karenakan terjadi proses rekristalisasi yang disertai pertumbuhan butir membuat *lattice* mengalami *compression strain* terlebih didalam lapisan *coating* terbentuk *precipitate* yang dengan semakin tinggi temperatur ukuran *precipitate grain* semakin meningkat membuat *inhomogenously strain crystal* membuat peak bergeser kekanan dan ukuran *d-spacing* (jarak antar *lattice* menurun) yang dapat dilihat dari Tabel 4.1, ilustrasi penurunan *d-spacing* dapat dilihat pada Gambar 4.5.



Gambar 4.5. Perubahan *d-spacing* yang membuat peak bergeser(Barnes, 1997).



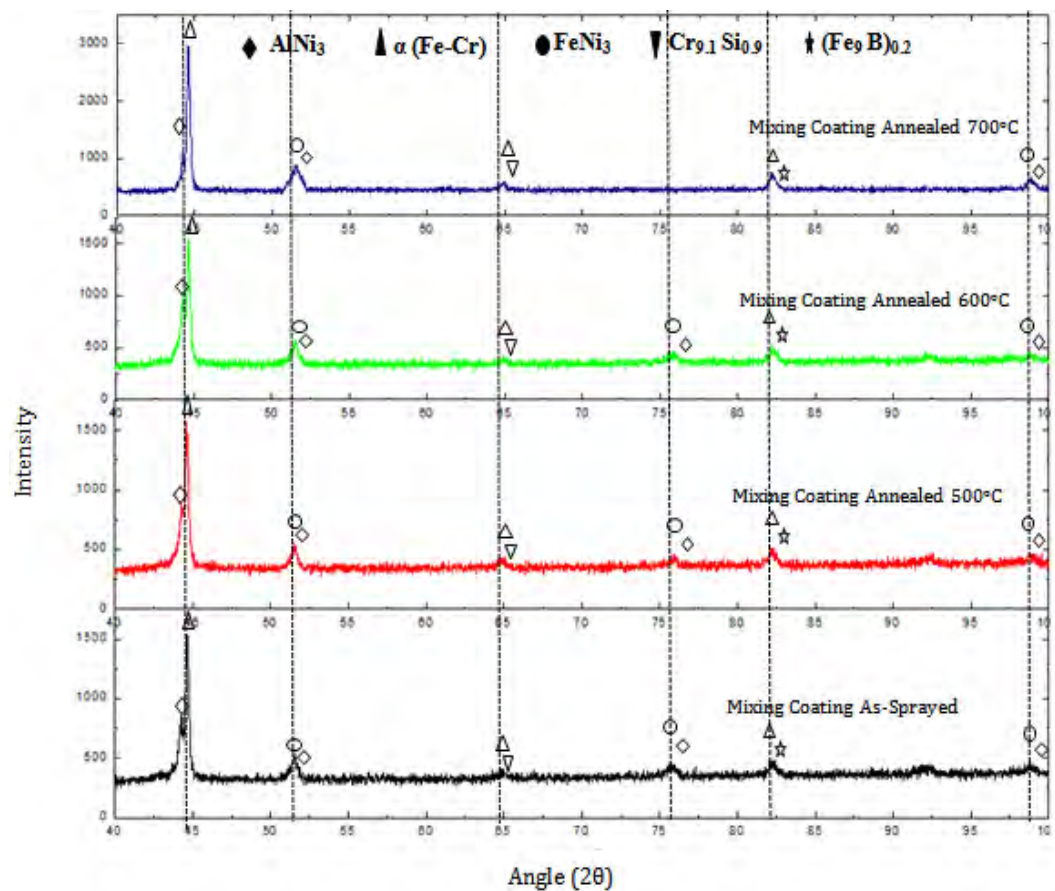
Gambar 4.6. Hasil XRD *double layer coating*. 1st layer : Ni-Al, & 2nd layer : FeCrBMnSi.

Tabel. 4.2. Hasil data dan pengolahan data XRD *double layer coating*, 1st NiAl, 2nd FeCrBMnSi

Jenis Spesimen	FWHM [°2θ]	D (nm)	d-spacing	Intensitas	Pos. [°2θ]
AlNi₃					
Double layer coat As-Sprayed	0.164	48.97	2.04580	287	44.276
Double layer coat Annealed 500°C	0.137	58.76	2.04276	424	44.307
Double layer coat Annealed 600°C	0.130	62.03	2.04189	490	44.327
Double layer coat Annealed 700°C	0.125	64.74	2.03958	537	44.364
α (Fe-Cr)					
Double layer coat As-Sprayed	0.207	40.26	2.03004	910	44.599

Double layer coat Annealed 500°C	0.197	42.32	2.03003	969	44.599
Double layer coat Annealed 600°C	0.191	43.82	2.02981	1016	44.623
Double layer coat Annealed 700°C	0.181	46.25	2.02899	1091	44.624

Dari Gambar 4.6 dapat dilihat bahwa terbentuk fasa keras *solid solution* $\alpha(\text{Fe-Cr})$, AlNi_3 pada sudut 2θ : 44.276, 51.701, 76.037, dan 92.4527, dan fasa keras $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$. Dari Gambar 4.6 terlihat fasa yang dihasilkan lapisan coating sebelum *post-annealed* sudah terlihat kristalininitasnya terutama fasa $\alpha(\text{Fe-Cr})$ dan AlNi_3 . Dari Tabel 4.2 terlihat dengan jelas peningkatan intensitas puncak dari kedua senyawa tersebut. Dari data di Tabel 4.2 dengan adanya peningkatan temperatur post-annealing membuat *grain* kristal semakin meningkat dan nilai dari FWHM semakin menurun. Ukuran *grain size* pada fasa keras *solid solution* $\alpha(\text{Fe-Cr})$ meningkat dari 40.26 nm *as-sprayed* menjadi 46.25 nm *post-annealed* 700°C, dan AlNi_3 meningkat dari 48.97 nm *as-sprayed* menjadi 64.74 nm *post annealed* 700°C. Proses rekristalisasi dan *grain growth* mempengaruhi ukuran *d-spacing lattice* menjadi lebih kecil karena adanya *compressive* dari peningkatan *precipitate* sehingga menyebabkan sudut 2θ menjadi melebar seperti pada ilustrasi Gambar 4.5. Pada fasa keras *solid solution* $\alpha(\text{Fe-Cr})$ pada temperatur *post-annealing* 500°C tidak terjadi pergeseran sehingga nilainya sama dengan kondisi *as-sprayed*. Hal ini bukan berarti tidak terjadi *grain growth* pada rentang temperatur tersebut, namun proses rekristalisasi berjalan lambat. Untuk menjelaskan hal tersebut dapat dilihat dari data Tabel 4.2, di mana tetap terjadi pertumbuhan butir dari 40.26 nm menjadi 42.32 nm tapi perkembangan butir tersebut tidak memberikan *compressive strain* yang signifikan pada lapisan latticenya.



Gambar 4.7. Hasil XRD *mixing coating*, Sisi Anoda NiAl & sisi katoda FeCrBMnSi.

Tabel 4.3. Hasil data dan pengolahan data XRD *mix coating* : sisi anoda NiAl dan sisi katoda FeCrBMnSi

Jenis Spesimen	FWHM [°2θ]	D (nm)	d-spacing	Intensitas	Pos. [°2θ]
AlNi₃					
Mix Coat As-Sprayed	0.420	19.05	2.04645	327	44.223
Mix Coat Annealed 500°C	0.340	23.55	2.04604	316	44.232
Mix Coat Annealed 600°C	0.340	23.56	2.04514	395	44.242
Mix Coat Annealed 700°C	0.181	44.35	2.04441	928	44.269
α (Fe,Cr)					
Mix Coat As-	0.194	43.23	2.03000	837	44.600

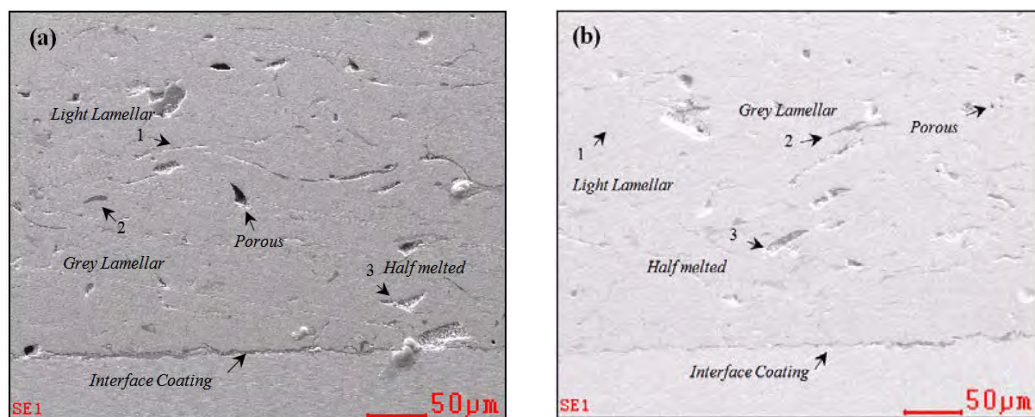
Sprayed					
Mix Coat Annealed 500°C	0.178	46.93	2.02957	873	44.610
Mix Coat Annealed 600°C	0.174	48.09	2.02909	918	44.621
Mix Coat Annealed 700°C	0.142	59.07	2.02849	1976	44.635

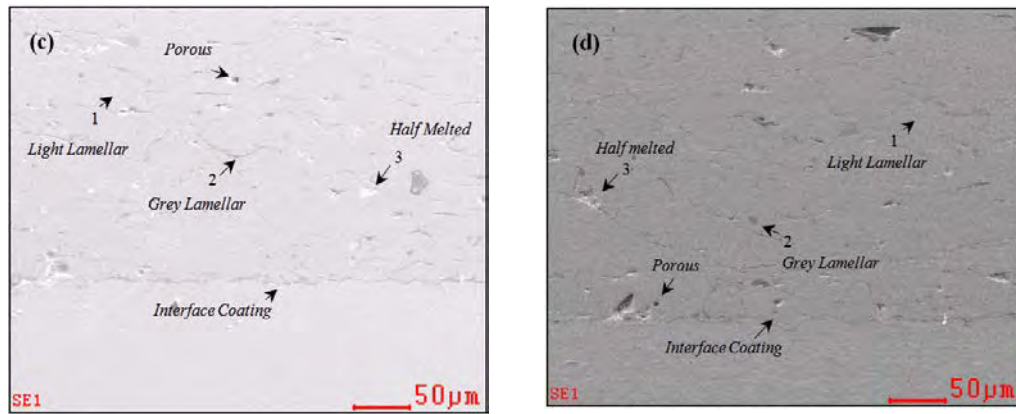
Dari Gambar 4.7 dapat dilihat bahwa terbentuk fasa keras *solid solution* $\alpha(\text{Fe-Cr})$, AlNi_3 , fasa keras $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$ pada sudut 2θ : 82.408, $\text{Cr}_{9.1}\text{Si}_{0.9}$ pada sudut 2θ : 64.82 dan FeNi_3 pada sudut 2θ : 82.159. Dari hasil XRD di Gambar 4.7 fasa $\alpha(\text{Fe-Cr})$ dan AlNi_3 terlihat memiliki puncak tajam yang menandakan fasa tersebut lebih kristalin. Data pada Tabel 4.3 terdapat peningkatan puncak dari kurva terutama pada temperatur *post-annealing* 700°C dimana peningkatan puncak, ditandai dengan semakin tajamnya grafik (turunnya nilai FWHM) membuat ukuran *grain* kristal semakin membesar, dimana hal tersebut menandakan terus terjadi proses kristalisasi meskipun pada temperatur 700°C. Ukuran grain kristal untuk AlNi_3 membesar dari 19.05 nm menjadi 44.35 nm, dan fasa $\alpha(\text{Fe-Cr})$ juga membesar dari 43.23 nm menjadi 59.07 nm. Proses rekristalisasi diikuti dengan perkembangan butir membuat ukuran lattice menjadi lebih rapat terlihat pada gambar 4.8, sehingga sudut 2θ menjadi melebar (bergeser ke kanan). Terdapat perbedaan dari hasil kurva XRD terutama kondisi *as-sprayed* yang diteliti oleh Jinran Lin dkk tahun 2014 pada jenis coating FeNiCrBSiNbW dengan metoda yang sama yaitu *Twin Wire Arc Spraying* (TWAS) dimana dari hasil penelitian Jinran Lin dkk hasil kurva XRD *as-sprayed coating* menghasilkan *coating* yang *amorphous*. Hal ini dikarenakan jenis wire yang digunakan adalah *self-made cored wire* dimana *powder* dibungkus di dalam *wire*, karena material dalam bentuk *powder* maka fasa *amorphous* lebih mudah terbentuk saat *spraying* berlangsung dari pada *commercial solid wire* dimana *wire* dibuat dari *ladle furnace* lalu dilakukan *deep drawing*.

4.4. Karakterisasi Mikrostruktur dan porositas dengan menggunakan *Scanning Electron Microscope (SEM)* dan *Energy Dispersive X-Ray (EDAX)*.

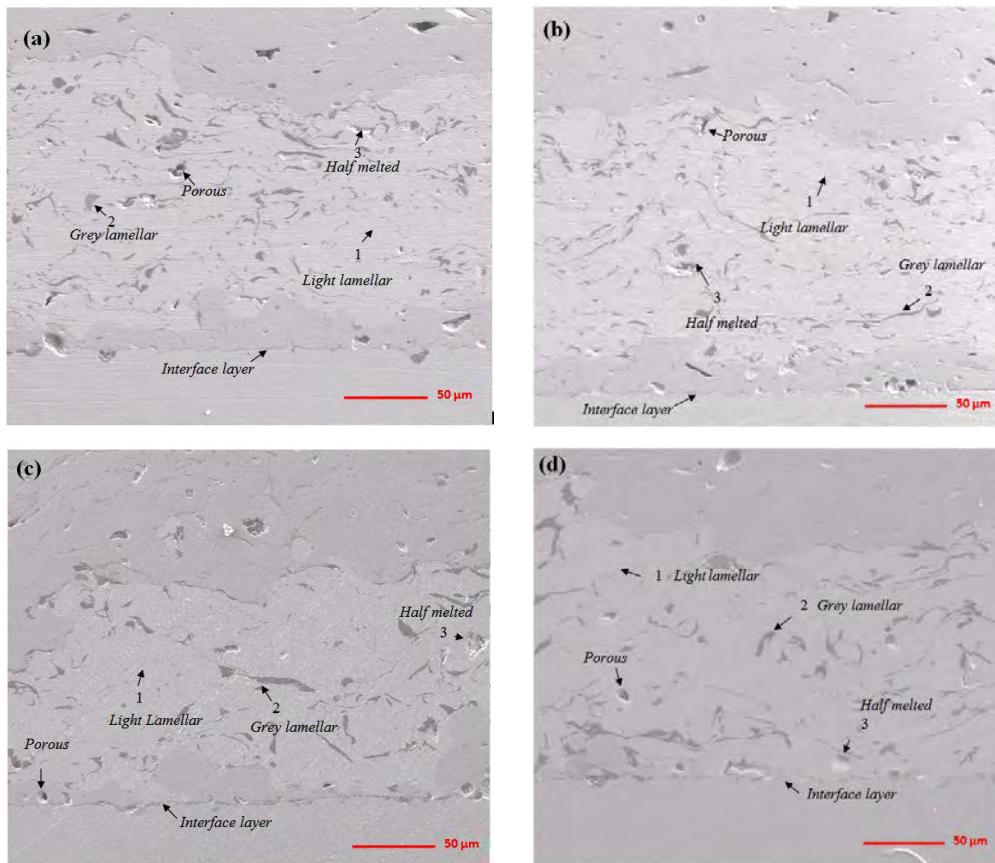
Karakterisasi mikrostruktur menggunakan SEM dan EDAX di dalam penelitian ini bertujuan untuk mengetahui besarnya porositas, oksida yang terbentuk, lapisan *interface* yang terjadi pada lapisan coating sebelum di lakukan post-annealing hingga post-annealing pada temperatur 700°C untuk ketiga variasi coating dan untuk mengetahui hasil pengujian *hot erosion*. SEM dikombinasikan dengan EDAX untuk melakukan mapping unsur yang ada dilapisan *coating* sehingga diketahui sebaran difusi dan precipitate yang terbentuk pada lapisan *coating*.

Dalam penelitian ini pengamatan menggunakan SEM salah satunya bertujuan untuk mengetahui pengaruh adanya perubahan struktur mikro dan besaran porositas dari proses *post-annealing* pada temperatur 500°C, 600°C dan 700°C dibandingkan dengan setelah dispraying. Coating dengan menggunakan *Twin Wire Arc Spraying (TWAS)* memiliki struktur lamellar datar dikarenakan spraying droplet yang leleh dan semi-leleh menumbuk substrate dengan kecepatan tertentu. Semua lapisan coating memiliki struktur lamellar, sebaran porositas, sebaran oksida dan *half-melted* material. Mikrostruktur coating dibagi menjadi tiga phase : (1) Struktur *light lamellar*, (2) Struktur *grey lamellar*, dan (3) *half melted* atau *un-melted material*. Penampakan mikrostruktur pada tiga variasi coating terlihat pada Gambar 4.8, 4.9 dan 4.10.



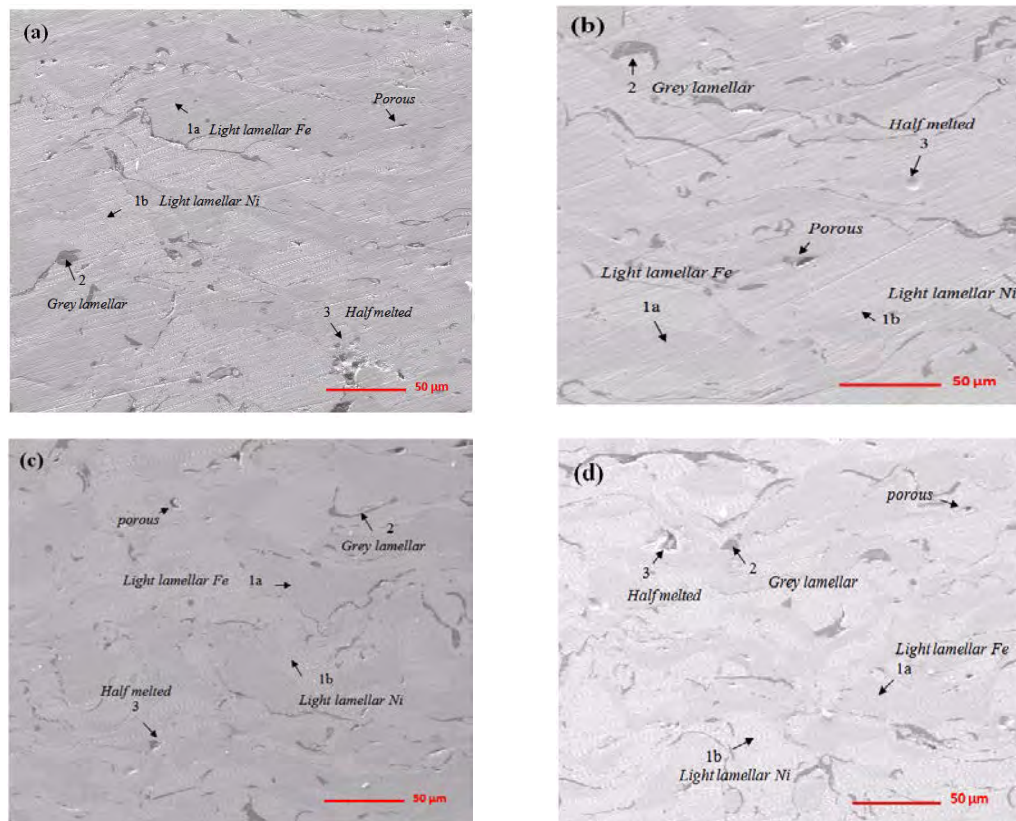


Gambar 4.8. Penampang *crosssection* FeCrBMnSi coating (a) *as-sprayed*, (b) *post-annealed* 500°C, (c) *post-annealed* 600°C, dan (d) *post-annealed* 700°C.



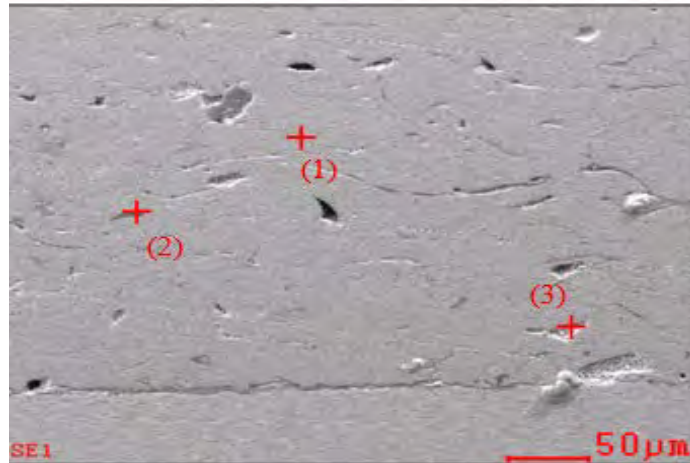
Gambar 4.9. Penampang *crosssection* 1st layer NiAl coating (a) *as-sprayed*, (b) *post-annealed* 500°C, (c) *post-annealed* 600°C, dan (d) *post-annealed* 700°C.

Dari Gambar 4.8, 4.9 dan 4.10 terlihat jelas bahwa setiap variasi *coating* memiliki tiga jenis fasa yang sama kecuali pada Gambar 4.10 *mixing coat* terdapat 2 jenis *light lamellar* dikarenakan memiliki 2 matrik yaitu Ni dan Fe, perbedaan dapat dilihat dari perbedaan kontras antar matrik. Dan ketiga jenis fasa tersebut tetap ada meskipun *coating* telah mengalami *post-annealing*. Perbedaan dari ketiga gambar tersebut yaitu persentase porositas terlihat bahwa single coating FeCrBMnSi memiliki konsentrasi porositas yang paling besar dibanding variasi jenis lainnya karena rendahnya persentase deoksidator Si pada coating, dan konsentrasi oksida yang terbentuk 1st layer NiAl memiliki konsentrasi oksida paling besar dikarenakan kandungan aluminium yang ada di coating. Berdasarkan Ellingham Diagram kandungan unsur aluminium lebih mudah teroksidasi. Pada Gambar 4.10 terlihat bahwa susunan lamellar yang semula parallel (*as-srayed*) menjadi bentuk hampir spiral, ini menandakan terjadi proses densifikasi pada lapisan coating.



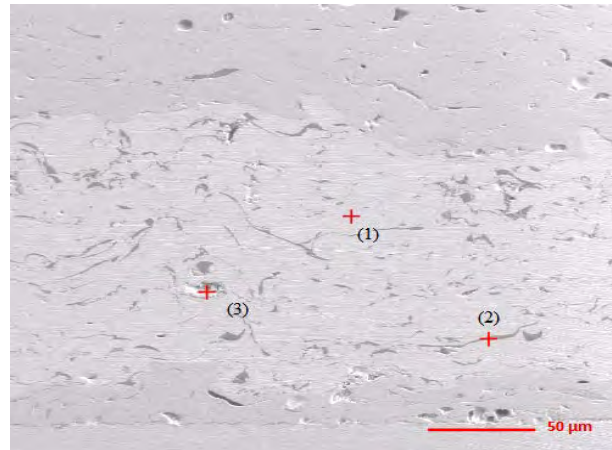
Gambar 4.10. Penampang *crosssection* Mix coating (a) *as-sprayed*, (b) *post-annealed* 500°C, (c) *post-annealed* 600°C, dan (d) *post-annealed* 700°C.

Komposisi kimia setiap fasa dari variasi coating memiliki perbedaan karena memiliki unsur penyusunnya yang tidak sama. Untuk mengetahui dan mendefinisikan unsur dari setiap fasa diperlukan pengujian *Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)*.



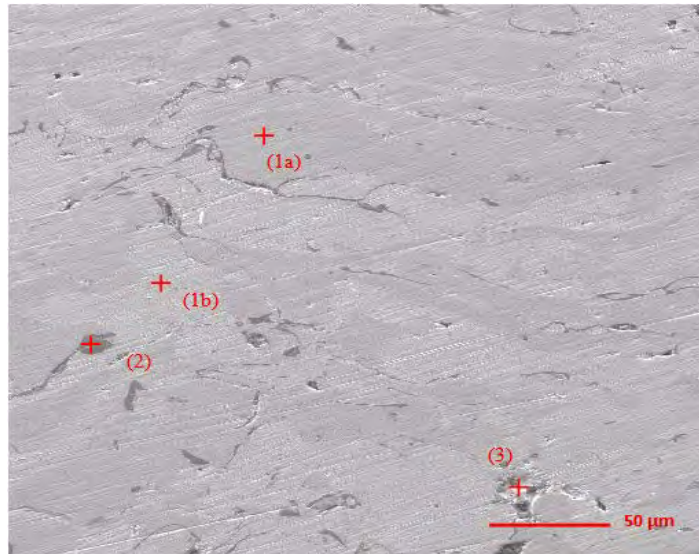
No	Fe	Cr	B	Mn	Si	O
1	60.53	28.28	01.25	05.03	02.43	02.48
2	44.29	31.43	02.19	07.54	03.55	11.00
3	50.16	33.49	01.15	04.28	07.40	03.54

Gambar 4.11. Hasil EDAX pada lapisan coating FeCrBMnSi as-sprayed (wt%).



No	Ni	Al	Fe	Cr	B	Mn	Si	O
1	75.53	07.03	05.87	02.27	04.11	00.98	01.25	02.97
2	27.54	32.17	06.96	03.51	01.03	01.19	01.77	25.82
3	65.17	09.05	09.45	02.72	02.15	01.66	01.69	08.12

Gambar 4.12. Hasil EDAX pada lapisan coating 1st layer NiAl as-sprayed (wt%).



No	Ni	Al	Fe	Cr	B	Mn	Si	O
1a	12.21	01.49	51.61	25.45	00.45	04.50	01.45	02.85
1b	73.76	08.10	07.51	04.17	00.37	00.99	01.23	03.87
2	09.36	51.05	03.68	02.66	01.04	01.16	00.39	30.65
3	60.10	05.66	15.40	08.81	00.53	02.15	02.76	04.56

Gambar 4.13. Hasil EDAX pada lapisan *mixing coating* NiAl+FeCrBMnSi

Dari hasil pengujian EDAX pada Gambar 4.11 dapat diketahui bahwa fasa *light lamellar* (point 1) pada lapisan coating FeCrBMnSi adalah lapisan kaya akan unsur Fe dan memiliki sebaran unsure B, Mn dan Si sebagai *precipitate, self fluxing* dan deoksidator. Pada point 2 (*grey lamellar*) diketahui merupakan oksida yang terbentuk selama pelaksanaan *coating* terlihat dengan tingginya kandungan oksigen : 11 %. Pada point 3 (*half melting*) dikarenakan temperature droplet metal lebih tinggi dari temperatur panas yang masuk ke metal *droplet*, dilihat dari besaran tingginya unsur Si besar kemungkinan terbentuk SiO_2 saat aplikasi sehingga material droplet memiliki temperatur *melting* yang tinggi dan menjadi tidak sepenuhnya mencair sehingga menjadi *half-melted material*.

Pada Gambar 4.12 hasil pengujian EDAX dapat diketahui bahwa fasa *light lamellar* (point 1) lapisan 1st coating NiAl adalah lapisan kaya unsure Ni dengan Al sebagai fluxing element ditambah hasil difusi element dari lapisan coating di atasnya berupa B, Mn, Si, dan Fe. Fasa *grey lamellar* (point 2) diketahui sebagai oksida aluminium karena kandungan Al dan oksigen tinggi pada

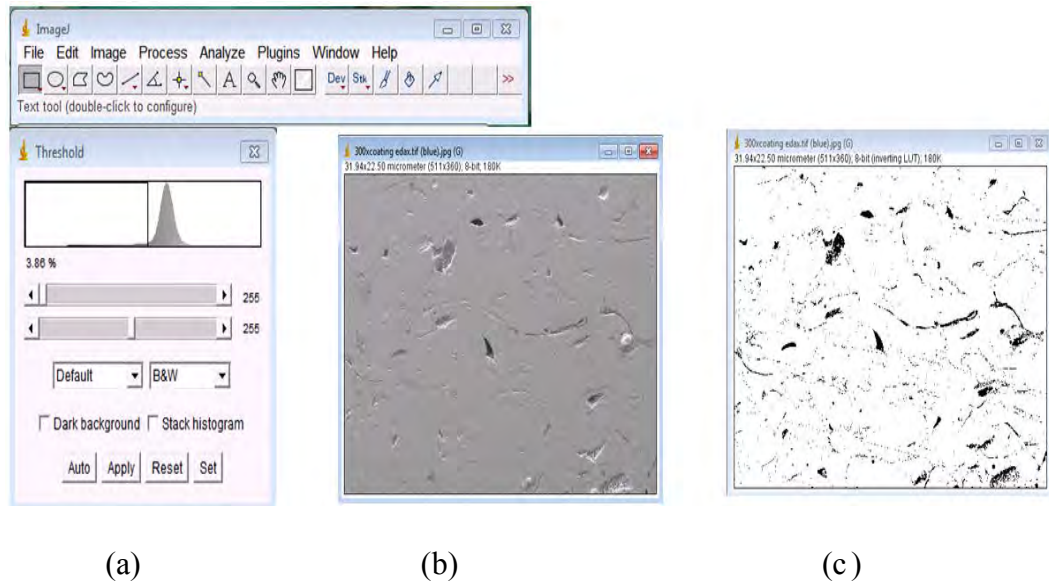
titik tersebut. Pada point 3 (*half melted material*) terjadi dikarenakan *rasio feeding rate droplet* dengan tempratur tidak seimbang sehingga membuat ada daerah yang kurang mengalami pemanasan.

Pada gambar 4.13 *Light lamellar* pada mixing coat NiAl-FeCrBMnSi memiliki 2 jenis yaitu point 1a lapisan lamellar yang kaya kandungan elemen Fe (matrik Fe) dan lamellar point 1b yang kaya kandungan elemen Ni. Pada point 2 (*grey lamellar*) diketahui sebagai oksida karena tingginya kandungan Al dan Oksigen membentuk Al_2O_3 . terjadi dikarenakan *rasio feeding rate droplet* dengan temprature tidak seimbang sehingga membuat ada daerah yang kurang mengalami pemanasan.

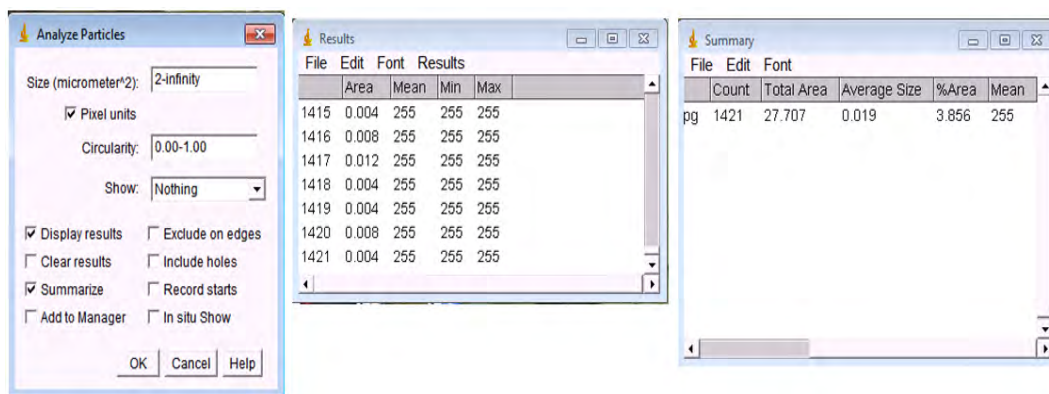
Pada proses *thermal spray* terdapat beberapa penyebab terbentuknya porositas. (1) Terdapat oksigen yang terjebak pada lapisan *coating* dikarenakan jarak *spraying* yang terlalu jauh menyebabkan oksida terbentuk prematur sebelum ke *substrate* menyebabkan material *unmelted* dan cenderung diikuti dengan adanya porositas, dan juga dikarenakan terdapat kotoran seperti *grease*, oli, air dan lain-lain di permukaan *substrate* sebelum *dicoating*, (2) Tumpukan *lamellar* tipis yang menyusun coating pada setiap ujung dari *droplet splat* yang tipis membuat terbentuknya porositas.

Pengamatan porositas dilakukan pada 4 posisi di *cross section* dalam satu sample dengan pembesaran 200x dan 300x. Hasil gambar SEM dianalisa dengan image processing program dalam penelitian ini menggunakan program Image J. Dalam program tersebut pengaturan kontras dan *brightness* menjadi salah satu faktor penting. Penentuan presentase porositas menggunakan *initial image gray-scale* dan dari histogram *gray value (black to white)* ditentukan bahwa *gray scale* untuk porositas adalah 0 - 40 (Bergant dkk, 2014). Proses pengamatan porositas dipadukan dengan EDAX untuk mengetahui perbedaan antara porositas, *unmelted material* dan oksida yang terbentuk. Program image J ini bertujuan menentukan besaran luasan porositas total yang terbentuk dengan luasan gambar yang dianalisa. Pemisahan ukuran oksida dilakukan manual dengan Image J menu ROI Manager. Pengukuran porositas dengan image juga mengatur besaran interval yang dikategorikan sebagai porositas untuk menghindari noise pada pixel $< 2 \mu m^2$ dan hingga *infinity*, setelah itu kita analisa manual dengan ROI *manager*

(Mediana, 2013). Gambar 4.14 dan Gambar 4.15 adalah hasil dari pengukuran porositas pada lapisan coating FeCrBMnSi *as-sprayed* sebelum dikurangi dengan persentase oksida secara manual dengan *ROI manager*. Hasil dari pengukuran porositas untuk ketiga variasi *coating* dapat dilihat pada Tabel 4.4.



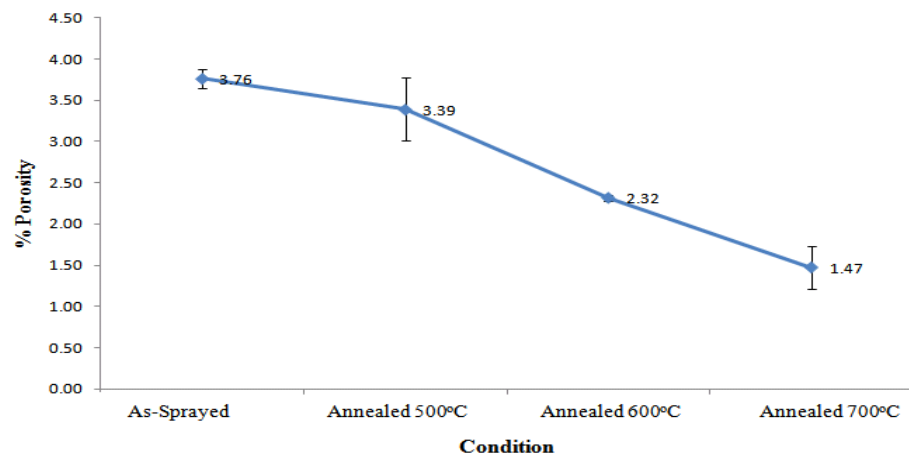
Gambar 4.14. Hasil pengukuran porositas FeCrBMnSi *as-sprayed* (a) pengaturan *threshold*, (b) gambar SEM yang akan dianalisa, dan (c) Hasil degradasi warna.



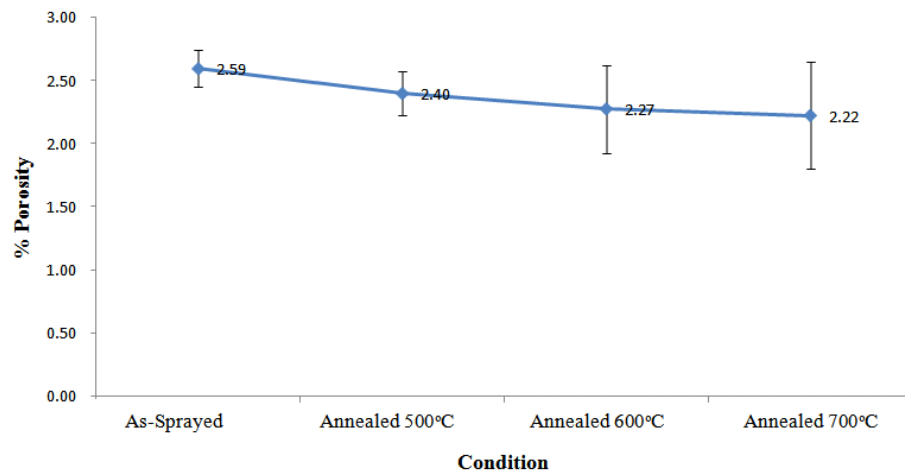
Gambar 4.15. Hasil analisa porositas sebelum dikurangi oksida dari *ROI manager* lapisan coating FeCrBMnSi *as-sprayed* sebesar 3,856 % area porositas.

Tabel 4.4. Hasil rekapitulasi pengukuran porositas dengan menggunakan *Image Analysis Image J* untuk ketiga variasi *coating*.

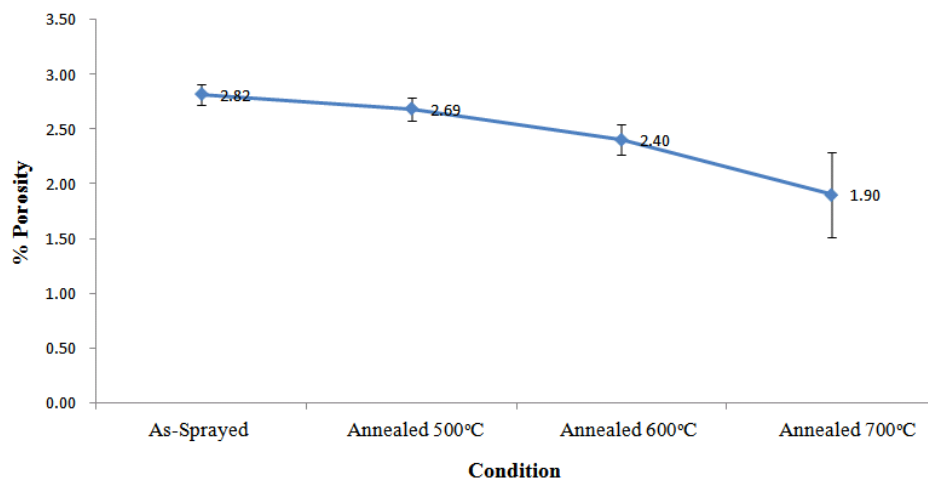
Spesimen	Presentase Porositas				Rata-rata	S dev
	1	2	3	4		
FeCrBMnSi As-sprayed	3.835	3.658	3.800	4.145	3.76	0.1195
FeCrBMnSi annealed 500°C	3.629	3.333	3.203	2.850	3.39	0.3812
FeCrBMnSi annealed 600°C	2.293	2.316	2.337	2.338	2.32	0.0313
FeCrBMnSi annealed 700°C	1.415	1.674	1.318	1.552	1.47	0.2620
Double layer As-sprayed	2.694	2.573	2.692	2.420	2.59	0.1483
Double layer annealed 500°C	2.460	2.452	2.242	2.436	2.40	0.1766
Double layer annealed 600°C	2.244	2.292	2.597	1.965	2.27	0.3484
Double layer annealed 700°C	2.110	2.447	2.512	1.818	2.22	0.4248
Mixing coat As-sprayed	2.852	2.743	2.862	2.835	2.82	0.0934
Mixing coat annealed 500°C	2.723	2.606	2.729	2.512	2.69	0.1056
Mixing coat annealed 600°C	2.400	2.490	2.321	2.709	2.40	0.1429
Mixing coat annealed 700°C	2.193	1.748	1.769	1.546	1.90	0.3870



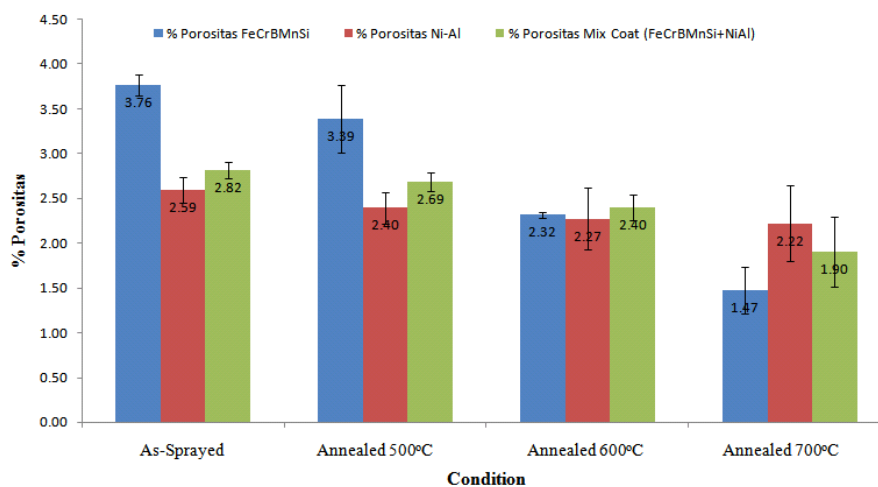
Gambar 4.16. Grafik besaran porositas *coating* FeCrBMnSi



Gambar 4.17. Grafik besaran porositas *coating* 1st layer NiAl.



Gambar 4.18. Grafik besaran porositas *mix coat* NiAl + FeCrBMnSi.



Gambar 4.19. Grafik batang % porositas ketiga variasi coating.

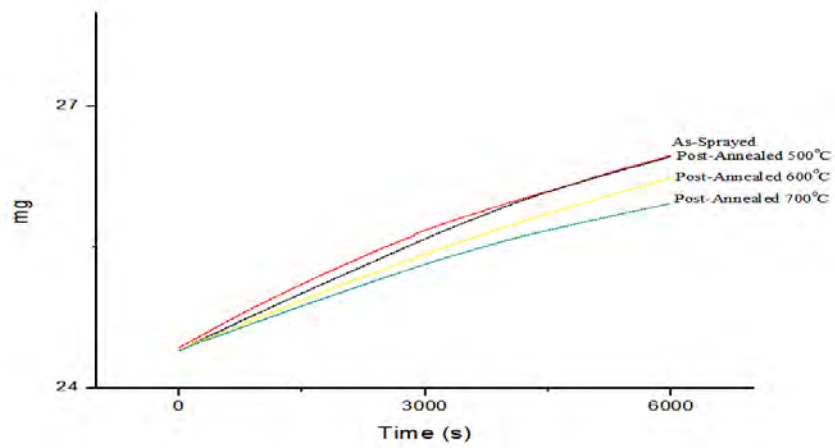
Analisa karakterisasi porositas pada Gambar 4.16 dilihat dari karakteristik unsur boron dapat menurunkan *melting temperature* dari suatu paduan sehingga proses densifikasi atau *solid state sintering* pada temperature kisaran $0.35 - 0.5$ *temperatur melting* dapat terjadi pada temperature yang tidak terlalu tinggi. Penampakan perbedaan peningkatan densitas coating dapat dilihat pada gambar 4.8 beberapa original boundry diantara setiap *thin lamellar* kelihatan memudar seiring dengan peningkatan temperature *annealing*, hal ini mengindikasikan bahwa proses desintifikasi dan solid state sintering terjadi selama *post-annealing*. Efek dari reaksi ini tidak terlalu berpengaruh pada fasa *unmelted particles* dikarenakan temperature melting senyawa SiO_2 sangat tinggi dari temperature transisi glass (T_g) coating. *Post-annealing* pada area temperatur transisi glass belum berpengaruh cukup signifikan terhadap penurunan porositas, dapat dibandingkan dengan penurunan yang terjadi pada coating *as-sprayed* dan *annealed* 500°C (di bawah temperature glass) hanya turun dari 3.76 menjadi 3.39. Hal itu berarti energi (*driving force*) untuk mere-start *self fluxing reaction* tidak cukup pada low T_g (Liu dkk, 2014).

Analisa karakterisasi 1st coating NiAl dari Gambar 4.17 tidak mengalami penurunan dikarenakan *fluxing* Aluminium sudah mengalami oksidasi membentuk Al_2O_3 pada lapisan coating, sisa Al tidak memberikan efek yang signifikan terhadap densifikasi dan *fluxing reaction*. Besaran boron hasil difusi tidak cukup

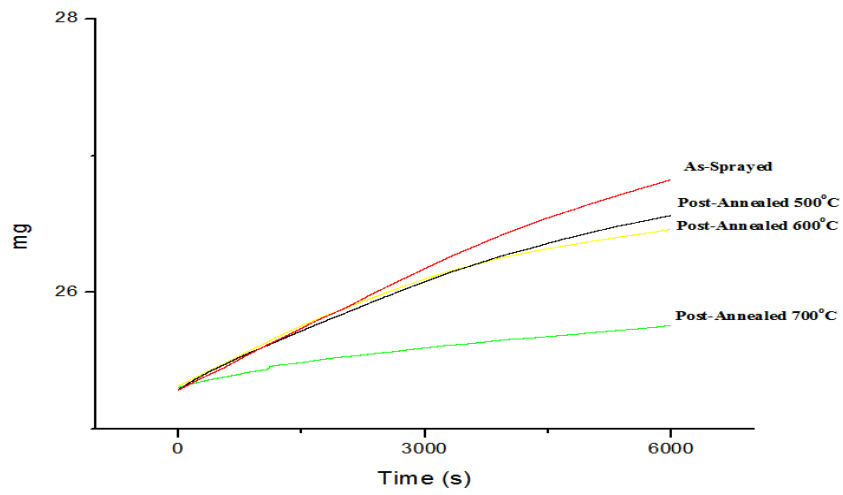
untuk memberikan efek *sintering*. Analisa karakterisasi mixing coating pada Gambar 4.18 menunjukkan penurunan besaran porositas tetapi tidak terlalu signifikan seperti pada single coating FeCrBMnSi. Hal ini dikarenakan konsentrasi unsur Boron dan Silicon tidak sebanyak pada *single coating* FeCrBMnSi. Untuk mempermudah dalam karakterisasi dan perbandingan maka dibuat grafik batang pada Gambar 4.19. Dalam penelitian sebelumnya oleh Fu Bin-You dkk tahun 2009 dengan material 52.16Fe, 36.18Cr, 5.64B, 5.64 Ni, 0.35Si, dan 0.03 C didapat persentase porositas yang sangat rendah yaitu sebesar 2.1% dan setelah di post-heat treatment menjadi 1.2%, rendahnya besaran porositas tersebut dikarenakan tingginya presentase unsur boron yaitu 5,64 % dibanding 3,7 % pada penelitian ini yang mampu menurunkan melting temperatur sehingga berpengaruh terhadap penurunan melting temperatur membuat proses densifikasi lebih mudah terjadi.

4.5. Karakterisasi pengujian ketahanan oksidasi dengan *thermo gravity analysis* (TGA).

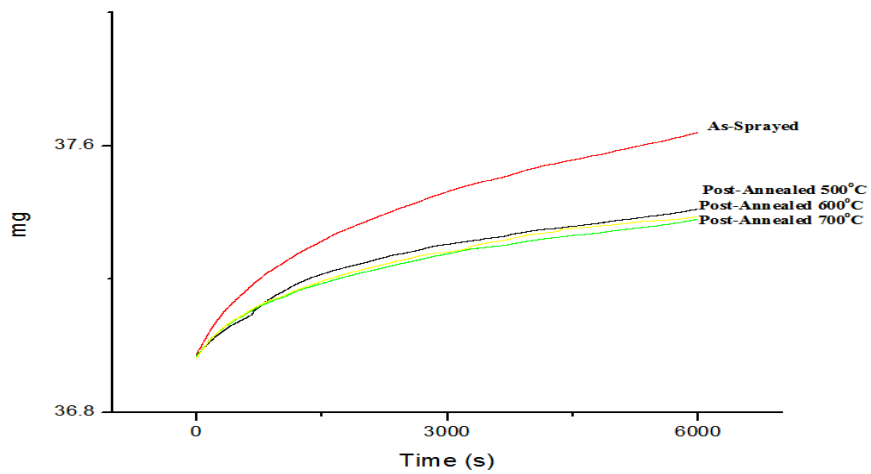
Ketahanan oksidasi thermal merupakan salah satu sifat utama yang diperlukan coating untuk dapat melindungi substrate dari terjadinya kegagalan akibat oksidasi. Pengujian dilakukan dengan melepaskan coating dari substrate, kemudian di gerus hingga menjadi bubuk. Pengujian dilakukan secara *isothermal* pada temperatur 1000°C selama 6000 detik pada udara atmosfer dengan laju pemanasan 10 K/min untuk menganalisa pertambahan berat hasil oksidasi. Hasil grafik TGA untuk ketiga variasi coating dapat dilihat dari Gambar 4.20 untuk grafik TGA *single coating* FeCrBMnSi, Gambar 4.21 untuk grafik double layer coating NiAl dan FeCrBMnSi, dan Gambar 4.22 untuk *mixing coating* NiAl+FeCrBMnSi.



Gambar 4.20. Grafik TGA untuk *single coating* FeCrBMnSi.



Gambar 4.21. Grafik TGA untuk *double layer* NiAl-FeCrBMnSi



Gambar 4.22. Grafik TGA untuk *mix coating* NiAl+FeCrBMnSi.

Dari grafik pada Gambar 4.20, Gambar 4.21 dan Gambar 4.22 dapat diketahui penambahan berat karena oksidasi pada temperatur tinggi menunjukkan bahwa dengan adanya *post-annealing* pada lapisan coating membuat lapisan coating tahan terhadap oksidasi. Ketahanan oksidasi disebabkan karena menurunnya besaran porositas pada saat dilakukan *post-annealing*. Porositas menyebabkan bidang kontak menjadi lebih besar dan daerah yang terpapar oksigen lebih tinggi sehingga dideteksi oleh TGA sebagai pertambahan berat (Guduru dkk, 2012). Guduru dkk meneliti hubungan antara porositas dengan ketahanan oksidasi pada arc spraying NiCr-Coating, dimana peningkatan porositas membuat *weight gain* pada saat pengujian TGA menjadi meningkat. Jadi guduru dkk menyimpulkan bahwa lapisan coating yang padat memiliki ketahanan oksidasi yang lebih baik.

4.6. Pengujian Mikrohardness

Pengujian kekerasan lapisan *coating* dengan menggunakan *mikrohardness vicker tester* (Model 402MVD S/N “V2D531”) di tiga lokasi cross section dan di dua lokasi suface. Beban yang digunakan sebesar 500 gf dengan lama indentasi 30 s. Hasil dari pengujian mikrohardness vicker FeCrBMnSi dirangkum pada Tabel 4.5, *double layer coating* di Tabel 4.6 dan *mixing coating* di Tabel 4.7.

Tabel 4.5. Hasil pengujian mikrohardness *single coating* FeCrBMnSi

Spesimen	Crossection (Hv 0,5)			Surface (Hv 0,5)			Rata-rata
	d1(μm)	d2(μm)	Hv	d1(μm)	d2(μm)	Hv	
FeCrBMnSi As-Sprayed	30.63	33.28	908	29.43	34.12	918.3	910.38
	31.71	31.71	922.1	29.11	35.1	899.5	
	32.06	31.98	904				
FeCrBMnSi Annealed 500°C	29.69	31.21	1000	30.16	30.91	994.4	1002.74
	30.16	30.12	1021	29.18	31.56	1005.2	
	30.1	31.01	993.1				
FeCrBMnSi Annealed	30.26	28.69	1067	28.91	31.11	1029.5	1041.66
	28.31	30.16	1084.8	26.61	34.21	1002.6	

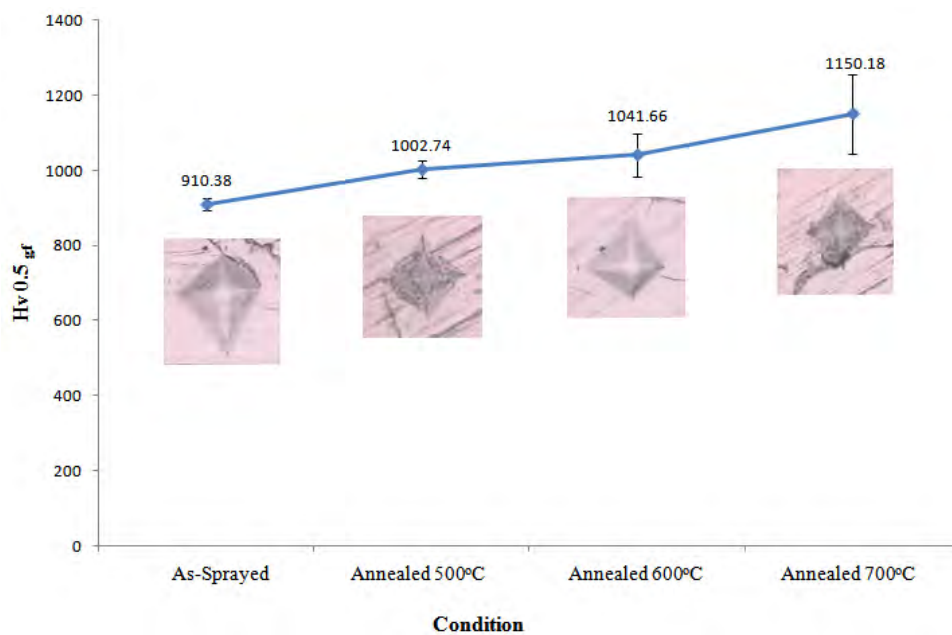
600°C	27.31	32.86	1024.4				
FeCrBMnSi Annealed 700°C	29.27	28.86	1105	26.65	28.25	1231	1150.18
	24.27	31.63	1187	24.61	34.21	1071.9	
	27.77	28.86	1156				

Tabel 4.6. Hasil pengujian *mikrohardness double layer coating* 1st NiAl & 2nd FeCrBMnSi.

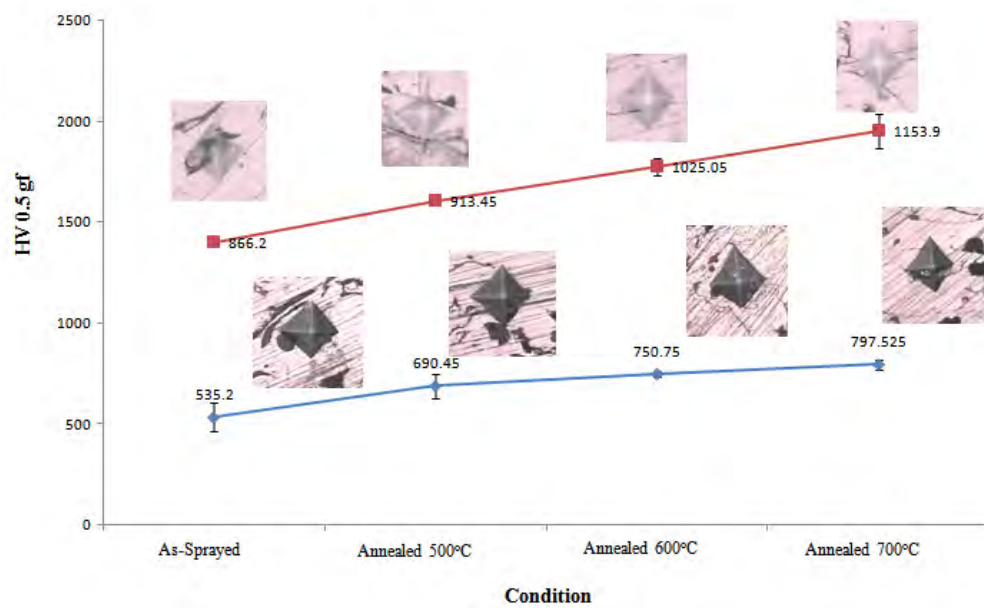
Spesimen	Crosssection (Hv 0,5)			Surface (Hv 0,5)			Rata-rata
	d ₁ (μm)	d ₂ (μm)	Hv	d ₁ (μm)	d ₂ (μm)	Hv	
2 nd FeCrBMnSi As-sprayed	33.43	32.21	860.8	33.83	31.93	857.6	866.2
	33.13	31.63	884.3	32.76	32.83	862.1	
2 nd FeCrBMnSi Annealed 500°C	31.87	32.23	902.6	29.15	34.52	914.8	913.45
	30.16	33.41	917.8	31.02	32.52	918.6	
2 nd FeCrBMnSi Annealed 600°C	30.51	29.93	1015.3	29.93	31.21	992.2	1025.05
	29.32	30.12	1050	31.51	28.13	1042.7	
2 nd FeCrBMnSi Annealed 700°C	29.79	28.17	1104	29.13	28.84	1103.6	1153.90
	29.42	26.72	1177	28.15	26.72	1231	
1 st Ni-Al As-sprayed	41.32	42.15	532.4				535.2
	42.92	44.01	490.8				
	44.11	42.22	497.6				
	37.19	40.15	620				
1 st layer Annealed 500°C	35.63	37.23	698.6				690.45
	36.11	36.04	712.5				
	35.63	35.53	732.4				
	38.41	39.04	618.3				
1 st layer Annealed 600°C	35.05	34.81	760				750.75
	35.21	35.31	745.8				
	35.9	34.73	741.6				
	34.95	35.11	755.6				
1 st layer Annealed 700°C	34.02	34.61	787.4				797.525
	33.92	35.01	780.6				
	33.32	34.91	796.7				
	34.12	32.91	825.4				

Tabel 4.7. Hasil pengujian mikrohardness vicker *mixing layer* NiAl+FeCrBMnSi.

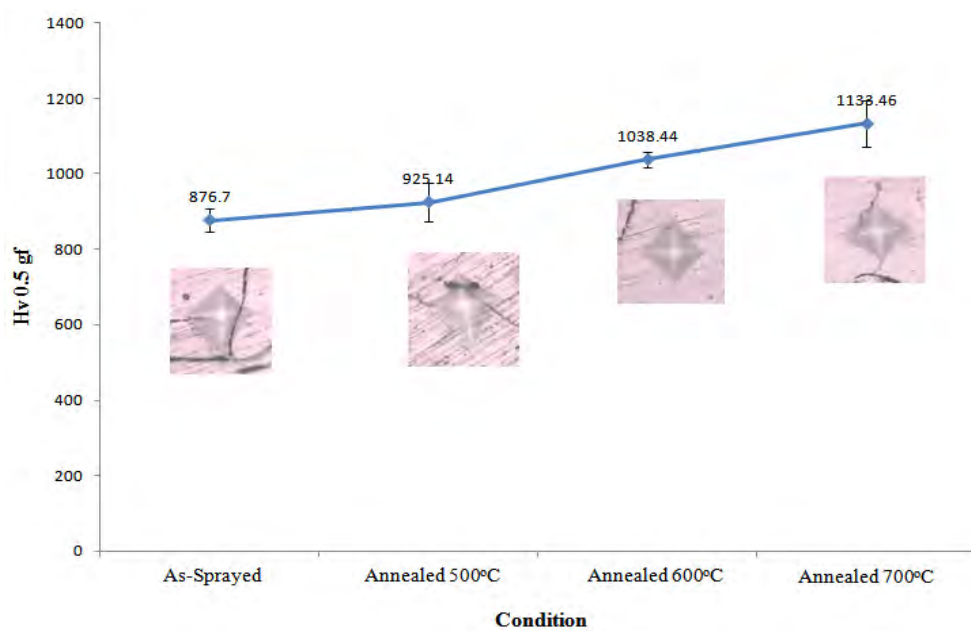
Spesimen	Crossection (Hv 0,5)			Surface (Hv 0,5)			Rata-rata
	d ₁ (μ m)	d ₂ (μ m)	Hv	d ₁ (μ m)	d ₂ (μ m)	Hv	
Mix Coat as-sprayed	26.56	38.52	875.7	36.21	29.63	855.6	876.7
	29.81	34.93	884.9	36.81	28.63	866.1	
	30.61	33.73	895.9				
	31.21	33.63	882.1				
Mix Coat annealed 500°C	32.46	31.64	902.6	35.41	28.23	915.7	925.14
	29.34	32.6	965.1	39.07	25.11	900.4	
	31.79	30.96	941.9				
Mix Coat annealed 600°C	29	30.44	1050	31.07	28.91	1030.9	1038.44
	29.32	30.12	1050	30.06	29.91	1031.3	
	30.01	30.04	1030				
Mix Coat annealed 700°C	29.15	28.84	1103	28.13	28.81	1143.9	1133.46
	29.42	26.72	1177	29.06	29.34	1087.4	
	27.77	28.86	1156				



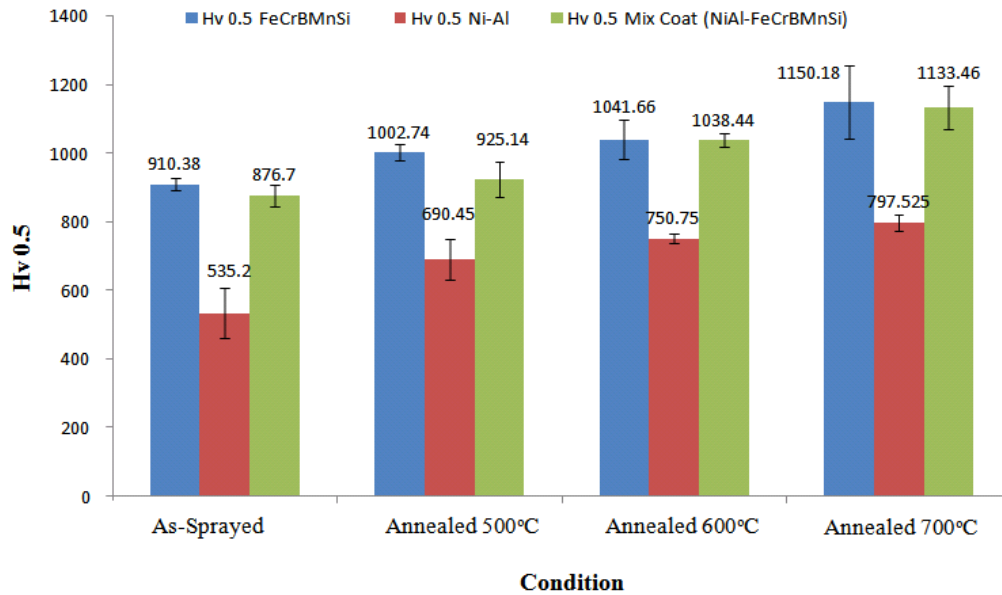
Gambar 4.23. Grafik *mikrohardness vicker coating* FeCrBMnSi.



Gambar 4.24. Grafik *microhardness vicker double layer Coating*.



Gambar 4.25. Grafik mikrohardness vicker *mix coating* NiAl + FeCrBMnSi.

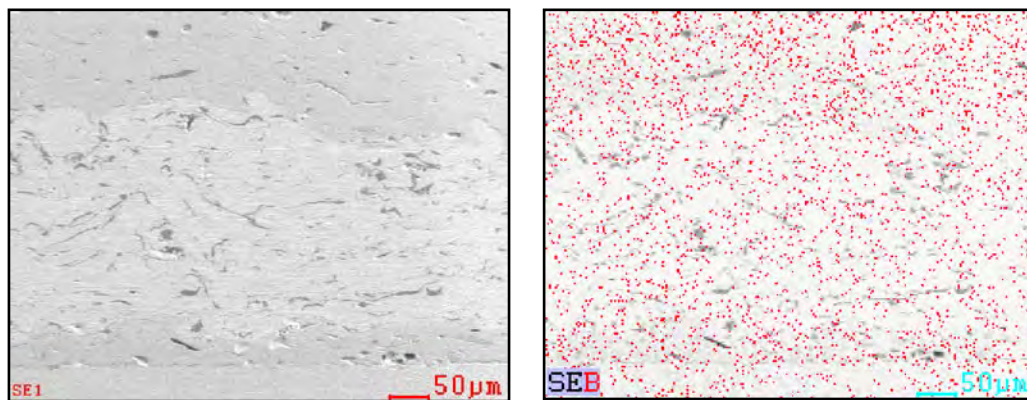


Gambar 4.26. Grafik batang mikrohardness tiga variasi coating.

Dari Tabel 4.5 dan Gambar 4.23 terlihat dengan peningkatan temperatur annealing membuat lapisan *coating* meningkat nilai kekerasannya. Hal ini dikarenakan tiga hal : (1) Penurunan *tensile residual stress* pada lapisan *coating*, dengan *residual stress* menurun maka lapisan coating mampu menahan beban sebesar *tensile residual stress* yang turun ditambah dengan beban yang mampu diterima lapisan coating *as-sprayed*, (2) proses kristalisasi dari fasa amorphous sehingga terbentuk fasa *fine* kristaline yang seragam (*uniformity of grain size*) dan (3) dikarenakan adanya *persipitate boride* $(Fe_9B)_{0.2}$ pada lapisan coating yang terus tumbuh hingga temperature anneal 700°C. Jadi dapat disimpulkan *persipitate aging* belum terjadi pada temperature 700°C.

Dari Tabel 4.6 dan Gambar 4.24 terlihat bahwa kekerasan NiAl pada lapisan *coating as-sprayed* sudah tinggi dikarenakan adanya difusi boron dapat dilihat dari hasil EDAX pada Gambar 4.27. Boron mudah berdifusi karena ukuran atomic yang lebih kecil dan diikuti dengan adanya temperature yang tinggi saat aplikasi TWAS. Dengan adanya *precipitate boride* membuat matrik Ni menjadi tertahan dislokasinya saat menerima beban dan membuat nilai *hardness* meningkat. Tapi dengan adanya peningkatan temperature *annealing* tidak membuat NiAl naik signifikan karena matrik Ni rendah residual stress saat

aplikasi sehingga tidak ada pelepasan residual stress seiring dengan kenaikan temperature. Kenaikan hanya berasal dengan berkembangnya *precipitate boride* sebelum *aging* hingga temperatur 700°C. Hasil ini berbeda dengan penelitian sebelumnya oleh Jiang Chaoping dkk tahun 2013 temperatur *post-heat treatment* lapisan coating FeMoCrNiPSiBC pada temperatur 1 023 K atau temperatur transisi glass ditambah 170 K ($T_g = 853\text{ K}$) menunjukkan penurunan kekerasan yang cukup signifikan. Penurunan kekerasan dikarenakan pertumbuhan nanocrystalline baik pada Fe-matrix maupun *presipitate* melebihi batasan temperatur *agingnya* sehingga membuat lapisan coating menjadi menurun tingkat kekerasannya karena butiran semakin besar.



Gambar 4.27. Hasil EDAX lapisan 1st coating layer NiAl As-sprayed

Dari Tabel 4.7 dan Gambar 4.25 terlihat terjadinya peningkatan yang cukup signifikan dengan adanya kenaikan temperatur namun tingginya kenaikan tidak sebaik dengan coating FeCrBMnSi karena besaran boride yang ada tidak sebanyak pada coating murni FeCrBMnSi, kandungan nikel yang ductile membuat kekerasan menurun namun terjadi kenaikan terhadap fracture toughnessnya. Gambar 4.26 dapat memberikan gambaran perbandingan jelas pada ketiga variasi coating.

4.7. Pengujian Fracture Toughness

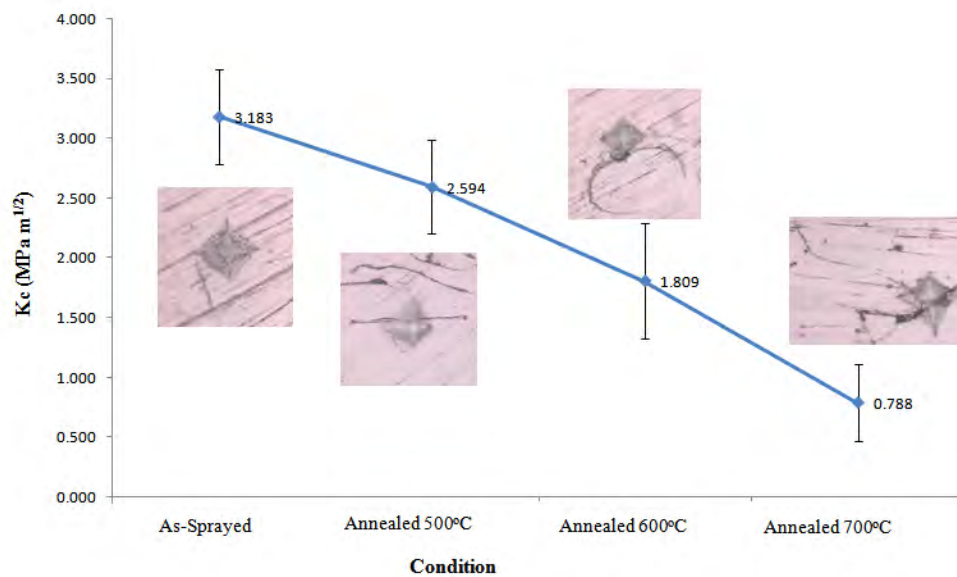
Pengujian *fracture toughness* dilakukan dengan cara memberikan beban berupa indentor mikrohardness vicker dengan beban minimal 500 gram force pada bidang *cross section* lapisan coating dan ditahan minimal 30 detik hingga muncul retakan pada lapisan coating di dekat area beban. Setelah muncul retakan maka besaran *fracture toughness* dapat di hitung dengan persamaan Evans dan Wilshaw :

$$Kc = 0.079 \left(\frac{P}{a^2} \right) * \log\left(\frac{4.5 a}{c}\right) \dots\dots\dots(4.1)$$

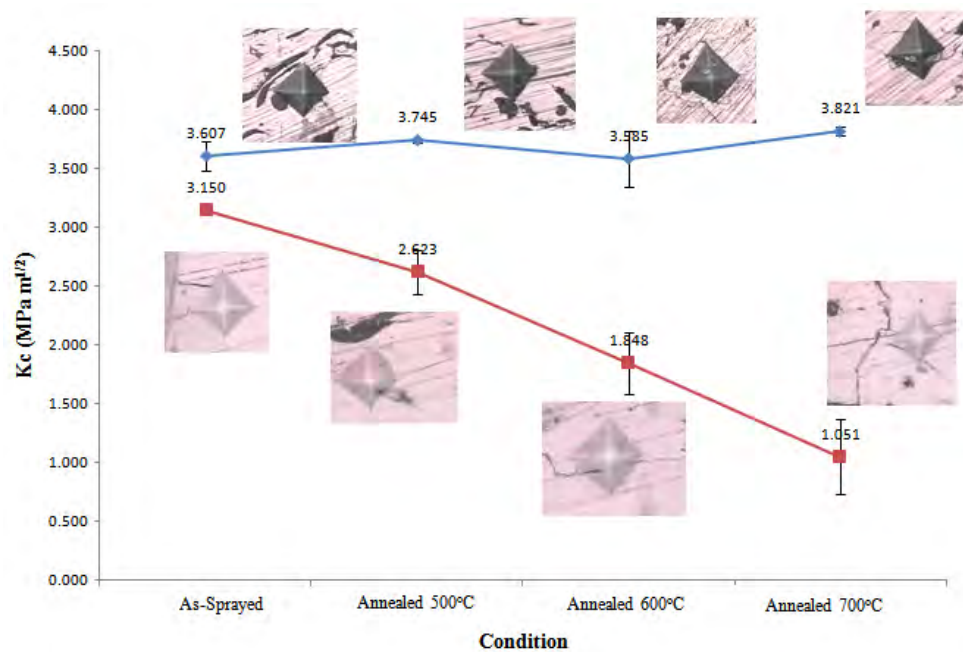
Dimana P adalah beban identasi (N), a adalah setengah diagonal identasi (m) dan c adalah panjang crack dari pusat identasi (m). Rumus ini hanya bisa dipakai jika rasio c/a berada pada rentang $0.6 \leq \frac{c}{a} < 4.5$ (Lin dkk, 2015). Hasil besaran *fracture toughness* dalam (Mpa m^{1/2}). Hasil pengujian fracture toughness dapat dilihat pada Tabel 4.8 dan di presentasikan dalam bentuk grafik di Gambar 4.28 untuk *single coating* FeCrBMnSi, Gambar 4.29 untuk *double layer coating* 1st NiAl, Gambar 4.30 untuk mix coating Anode NiAl Cathode FeCrBMnSi dan Gambar 4.31 untuk resume hasil dalam grafik batang.

Tabel 4.8 Hasil pengujian fracture toughness pada tiga variasi coating.

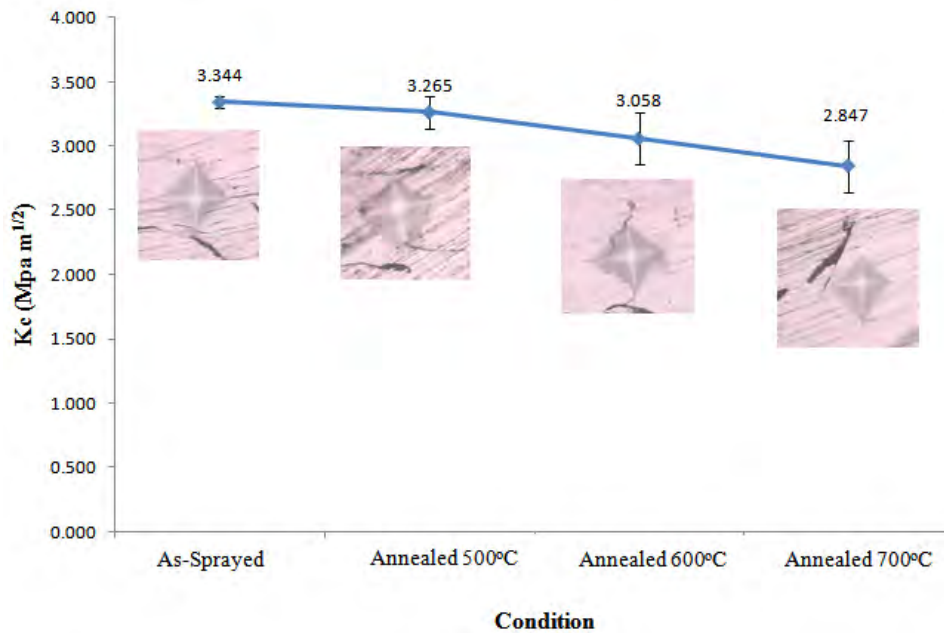
Code	a (Half Diagonal indentation) μm				C (Crack Length from center indentation) μm				c/a Ratio ($0,6 \leq c/a < 4,5$)				K _c ((Mpa m ^{1/2}))			
	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
A1	15.8	15.3	14.1	-	21.4	19.5	26.0	-	1.35	1.27	1.84	-	3.19	3.52	2.82	-
A2	17.4	15.9	14.1	-	21.9	28.1	30.0	-	1.25	1.76	2.11	-	2.94	2.46	2.37	-
A3	17.0	12.8	15.5	-	30.3	34.8	42.5	-	1.78	2.71	2.74	-	2.21	1.84	1.36	-
A4	13.5	16.0	15.8	-	48.2	47.9	58.9	-	3.55	2.99	3.72	-	0.79	1.06	0.50	-
B1	Ni-Al		FeCrBMnSi		Ni-Al		FeCrBMnSi		Ni-Al		FeCrBMnSi		Ni-Al		FeCrBMnSi	
	14.1	14.3	14.7	16.0	19.6	20.7	22.9	21.7	1.38	1.44	1.55	1.36	3.70	3.50	3.15	3.14
	18.7	17.5	13.7	14.1	13.9	15.2	26.7	29.1	0.74	0.86	1.94	2.06	3.72	3.76	2.77	2.47
	16.8	16.9	13.1	12.8	18.7	15.8	32.5	34.8	1.11	0.93	2.48	2.71	3.38	3.78	2.11	1.84
	17.3	16.7	13.7	13.0	14.9	16.1	41.5	47.0	0.86	0.96	3.02	3.61	3.85	3.79	1.31	0.78
C1	16.8	14.1	14.5	-	18.9	22.0	22.0	-	1.12	1.56	1.52	-	3.37	3.36	3.29	-
C2	14.1	15.7	15.0	-	23.4	21.1	21.2	-	1.65	1.34	1.40	-	3.15	3.26	3.37	-
C3	15.8	15.9	15.8	-	23.2	23.8	20.9	-	1.47	1.49	1.32	-	2.98	2.91	3.27	-
C4	16.1	16.8	17.1	-	23.1	25.1	22.8	-	1.43	1.49	1.33	-	2.96	2.68	2.88	-



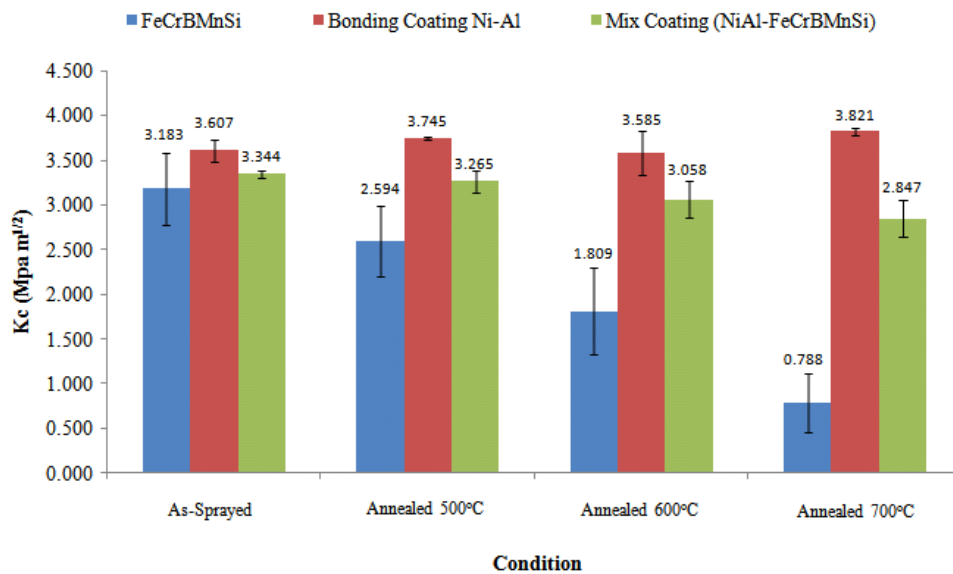
Gambar 4.28. Grafik hasil pengujian *fracture toughness* coating FeCrBMnSi.



Gambar 4.29. Grafik hasil pengujian *fracture toughness double layer coating*.



Gambar 4.30. Grafik hasil pengujian *fracture toughness lapisan coating mix coat NiAl + FeCrBMnSi*.



Gambar 4.31. Hasil pengujian *fracture toughness* untuk tiga variasi coating.

Gambar 4.28 dan Tabel 8 terlihat bahwa *fracture toughness* dari lapisan *single coating* FeCrBMnSi menurun secara signifikan dari 3.183 menjadi 0.788. Semakin tingginya temperatur *post annealing* membuat tumbuhnya *precipitate* boron ($(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$) pada matrik Fe membuat tegangan antar butir besar dan menahan dislokasi membuat kekerasan meningkat dan *fracture toughness* menurun (Lindk, 2015). Peningkatan *temperature annealing* berefek pada meningkatnya *interfacial energy* pada kristal/ *interface* kristal akan membentuk *crack propagation* dan menurunkan *fracture toughness* (Jinran Liu dkk, 2015). Gambar 4.29 dan Tabel 8 menunjukkan bahwa *fracture toughness* pada lapisan *coating* NiAl terlihat tetap baik pada kondisi *post-annealing* 700°C dikarenakan karakteristik dari unsur nikel yang memiliki *toughness* dan *ductility* yang tinggi meskipun di dalam matrik Ni terdapat *hard phase* dan *grey lamellar*/ oksida aluminium. Gambar 4.30 dan Tabel 8 terlihat bahwa *fracture toughness* material *coating* cenderung menurun, tetapi kondisi jauh berbeda dengan FeCrBMnSi *single coating*, grafik penurunan sangat landai dari 3.344 menjadi 2.847. Hal ini menunjukkan bahwa efek penambahan nikel dalam lapisan *coating* sangat besar karena dapat meningkatkan ketahanan *fracture* dari lapisan *coating* selain meningkatkan ketahanan oksidasi pada temperatur tinggi. Pada Gambar 4.31 bisa dilihat pola dari penurunan *fracture toughness* tiap variasi *coating* pada kondisi

as-sprayed, post annealing 500°C, post-annealing 600°C dan post-annealing 700°C. Jinran Liu dkk 2015 m eneliti tentang post-annealing FeNiCrBSiNbW *wire coating* dengan TWAS didapat hasil penurunan *fracture toughness* yang sangat besar pada temperature annealing 650°C hingga mencapai nilai 0.73 meskipun terdapat kandungan nikel sebesar 5%. Jadi dapat disimpulkan bahwa unsur nikel berpengaruh besar dalam menjaga nilai *fracture toughness* material saat material *coating* terpapar panas dan persentase nikel < 5% dalam *coating* belum cukup berpengaruh dalam menjaga *fracture toughness* tetap stabil pada saat dilakukan *post annealing*.

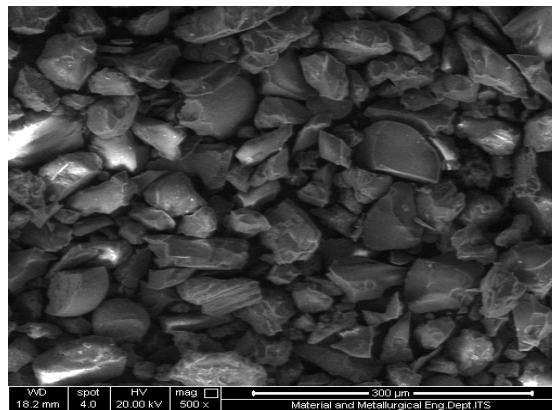
4.8. Pengujian hot erosion

Pengujian hot erosi pada lapisan coating adalah untuk mengetahui ketahanan lapisan coating terhadap abrasive dan benturan partikel *fuel ash* dan partikel *erosive* lainnya yang berpotensi ada di paket boiler berbahan bakar bara. Standard pengujian hot erosion mengacu pada ASTM G76-00 (*Standard test method for conducting erosion test by solid particles impingement using gas jet*) dan ASTM G211-14 (*Standard test method for conducting elevated temperature erosion tests by solid particles impingement using gas jet*). Parameter pengujian berupa pengaturan rasio diameter dan panjang nozzle yaitu 1 : 25 dimana diameter ID nozzle 5 mm dan panjang nozzle 125 agar benturan partikel terkonsentrasi. Jenis partikel erosi adalah *brown aluminium oxide* dengan ukuran partikel 50-80 µm dapat dilihat dari gambar SEM partikel erosi di gambar 4.32, dimana terlihat bentuk dari partikel tidak beraturan hal ini sesuai dengan kondisi actual di lapangan. *Pressure inlet mixing gun* 70 Psig; *air flow inlet mixing gun* 12 slpm; lama uji erosi 120 s ; temperatur uji erosi 485-500°C; kecepatan uji partikel 22.5845 m/s (di uji dengan *double disk method*); waktu pemanasan 5 menit; *feeding rate* : 57.93, 56.67, 57.22 gr/2 min. Hasil pengukuran kecepatan partikel dan hasil dari pengujian hot erosi dapat dilihat pada Tabel 4.9.

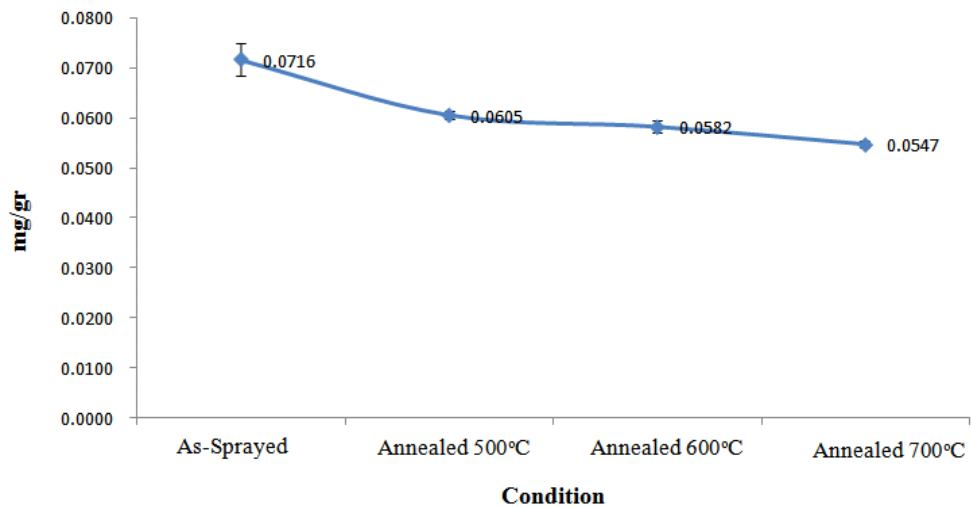
Tabel 4.9 Hasil pengukuran kecepatan partikel dan hasil dari pengujian *hot* erosi

No	Kec. Putar mesin bubut (rpm)	Kec. Putar mesin bubut (rps)	Jarak radial pada stationary plate (m)	Jarak disk (m)	Sudut (θ)	Sudut (rad)	Kec. partikel (m/s)
1	3850	64.167	0.04	0.02	23	0.4012	20.087
2	3850	64.167	0.04	0.02	21	0.3663	22.000
3	3850	64.167	0.04	0.02	18	0.3140	25.667

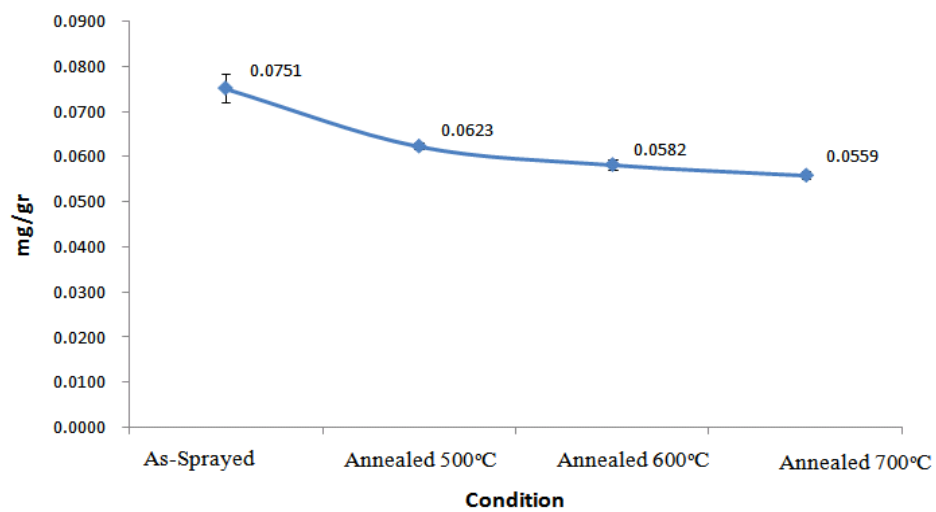
Spesi men	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr	Massa Awal (gr)	Mass Akhir (gr)	Erosion rate mg/gr
57.9341 gr/2 min				56.6743 gr/2 min			57,2265 gr/2 min		
A1	52825.6	52821.9	0.0639	57893.4	57889.1	0.0759	3074.0	3069.7	0.0751
A2	56237.5	56234.1	0.0587	53121.1	53117.6	0.0618	3184.7	3181.2	0.0612
A3	51658.6	51655.3	0.0570	56718.9	56715.7	0.0565	3669.8	3666.3	0.0612
A4	56287.9	56284.7	0.0552	51384.3	51381.3	0.0529	3839.4	3836.2	0.0559
Spesi men	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr
B1	55718.2	55713.7	0.0777	56264.9	56260.7	0.0741	2984.6	2980.4	0.0734
B2	54998.8	54995.2	0.0621	55287.3	55283.7	0.0635	3052.7	3049.2	0.0612
B3	57126.3	57122.8	0.0604	60647.5	60644.1	0.0600	3127.9	3124.8	0.0542
B4	61007.8	61004.3	0.0604	64093.7	64090.5	0.0565	3216.8	3213.9	0.0507
Spesi men	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr	Massa Awal (mg)	Mass Akhir (mg)	Erosion rate mg/gr
C1	52165.4	52162.8	0.0449	51707	51704.6	0.0423	3722.2	3719.9	0.0407
C2	51111.4	51109.5	0.0328	52191	52189.1	0.0335	2984.5	2981.9	0.0454
C3	54315.6	54313.8	0.0311	55189.3	55187.5	0.0318	3825.4	3823.8	0.0280
C4	53412.5	53410.9	0.0276	52875.9	52874.7	0.0212	3303.6	3302.1	0.0262



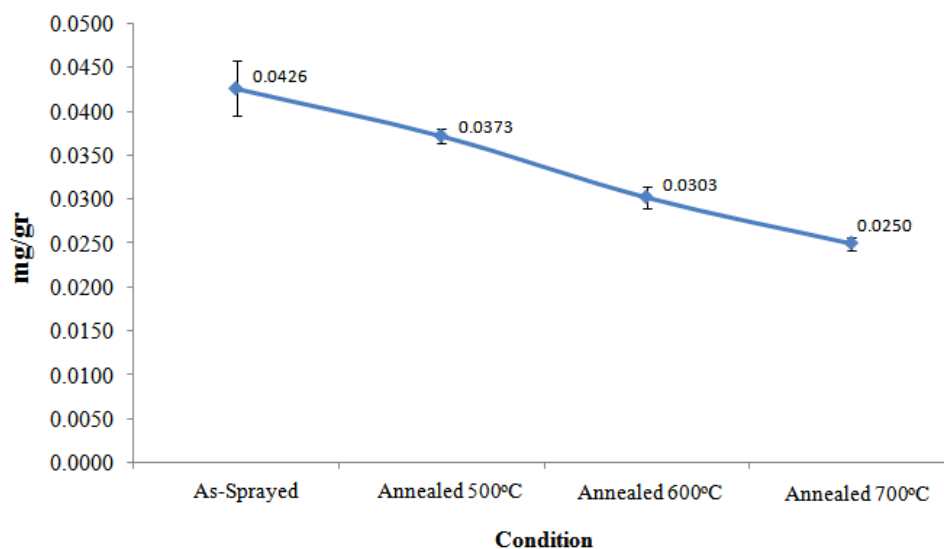
Gambar 4.32. Hasil foto SEM partikel erosi



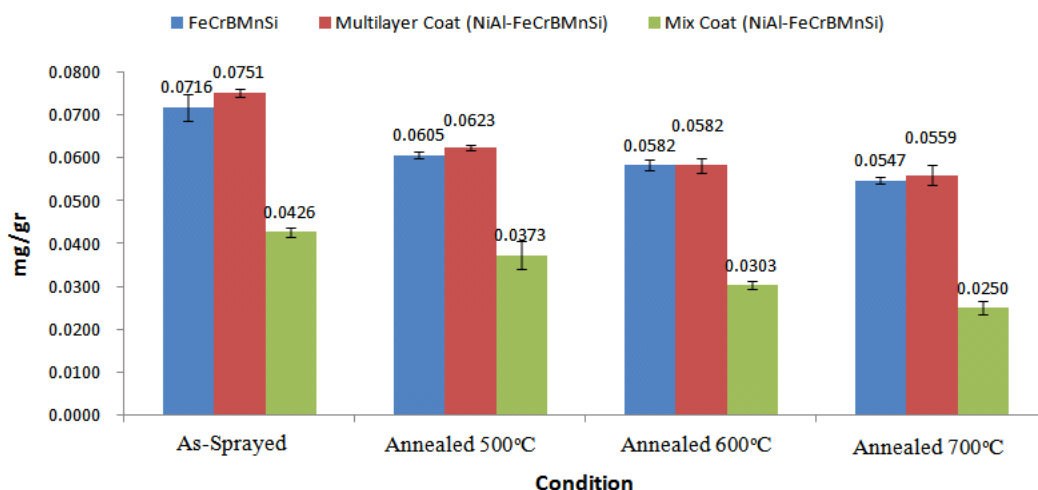
Gambar 4.33. Hasil pengujian *hot erosi coating* FeCrBMnSi.



Gambar 4.34. Hasil pengujian *hot erosi coating double layer*



Gambar 4.35. Hasil pengujian *hot erosion mixing coating*.



Gambar 4.36. Hasil pengujian *hot erosion* pada tiga variasi coating.

Dari Tabel 4.9 dan Gambar 4.33 dan Gambar 4.34 laju *hot erosion* lapisan *coating* FeCrBMnSi semakin menurun dengan meningkatnya temperatur *post-annealing* hal ini disebabkan oleh dua hal yaitu : (1) semakin tinggi temperatur *post-annealing* lapisan *coating* FeCrBMnSi semakin banyak *nanocrystalline grain* yang menjadi *precipitate* di Fe-matriks, hal ini bisa dilihat dari intensitas puncak grafik XRD pada gambar 4.4 semakin tinggi dan kurva XRD semakin menyempit (FWHM semakin turun) terlihat pada Tabel 4.1, m menyebabkan terjadinya *grain growth* dari α (Fe-Cr) dari 40.46 nm *as-sprayed* menjadi 46.63

nm post-annealed 700°C, dan (Fe₉B)_{0.2} butiran bertambah dari 41.29 nm *as-sprayed* menjadi 47.62 nm. Adanya *nanocrystalline grain* membuat *disperse strengthening* untuk menjaga agar material tidak terlepas. *Nanocrystalline grain* berukuran sangat kecil yang memiliki cacat (Seperti dislokasi dan *stacking fault*) dan membuat kekuatan meningkat sehingga tahan terhadap deformasi dari fase *amorphous* (Liang dkk, 2010).

Material yang keras lebih tahan terhadap beban gesekan dari pada beban benturan dengan sudut 90°, dengan adanya *impingement* partikel pada arah tegak lurus pada bidang membuat material yang keras cenderung terbentuk *microcutting*, *initial crack*, *crack propagation* dan membuat material *coating* terlepas.(2) Proses densifikasi membuat penurunan jumlah porositas, penurunan porositas berarti penurunan cacat pada permukaan sehingga potensi terjadinya *initial crack* dan *crack propagation* menurun. Pada penelitian ini pengaruh penurunan porositas dan *precipitate interlock* sedikit lebih besar dari pada *interfacial energy* dari peningkatan temperatur yang terjadi pada kristal dan kristal *interface* selama pemanasan sehingga ketahanan *hot erosion* cenderung meningkat seiring dengan kenaikan temperatur *annealing* dan pengaruh penurunan porositas dan *precipitate interlock* juga sedikit lebih besar dari pengaruh perubahan dari *ductile* ke *brittle* selama proses pemanasan. Namun perlu diperhatikan peningkatan ketahanan *hot erosi* tidak terlalu besar jika dilihat dari hasil pengujian pada lapisan coating yang di anneal pada 500°C dan 700°C. Dapat ditarik kesimpulan bahwa pemanasan hingga temperatur 700°C tidak memberikan efek besar terhadap ketahanan hot erosi.

Selain keras perlu adanya unsur yang berfungsi sebagai bantalan yang mampu menjadi pegas saat terjadi benturan, dan membuat rentang area *elastic* plastis menjadi luas sehingga material tidak mudah *fracture*. Material yang memiliki karakteristik *ductile* dan *high fracture resistance* diperlukan pada material ini. Hal yang juga berperan penting untuk mengurangi *interfacial energy* adalah dengan menurunkan *heating rate* dan *cooling rate* seminimal mungkin. Hal ini berbeda dengan penelitian sebelumnya oleh Jinran dkk 2015 pada lapisan coating FeNiCrBSiNbW yang di *annealing* mengalami penurunan *hot erosion*

resistance dikarenakan *interfacial energy* lebih besar dari penurunan porositas dan *precipitate interlock*.

Pada Tabel 4.9 dan Gambar 4.35 *mix coating* menunjukkan ketahanan *hot* erosi yang lebih baik dari material FeCrBMnSi hal ini dikarenakan adanya kandungan nikel yang memiliki *ductility* dan *fracture toughness* yang tinggi. Sehingga peningkatan kekerasan pada lapisan coating tidak diikuti dengan penurunan yang signifikan terhadap *fracture toughness*nya dan membuat rentang area elastis dan plastis menjadi lebih lebar. Benturan partikel pada sudut 90° membuat terjadinya deformasi, jadi jika jarak antara area plastis dan elastis kecil membuat coating muncul *microcutting*, *initial crack*, *crack propagation*, dan coating terlepas. Penjelasan mekanisme *hot particle impact* dapat dilihat pada Gambar 4.37. Pada Gambar 4.36 terlihat perbandingan antara tiga variasi coating secara jelas. Penjelasan diatas dapat diamati dengan hasil SEM permukaan coating setelah pengujian hot erosion pada Gambar 4.38 untuk *single coating* FeCrBMnSi, Gambar 4.39 untuk *coating double layer* dan Gambar 4.40 untuk *mixing coating*.

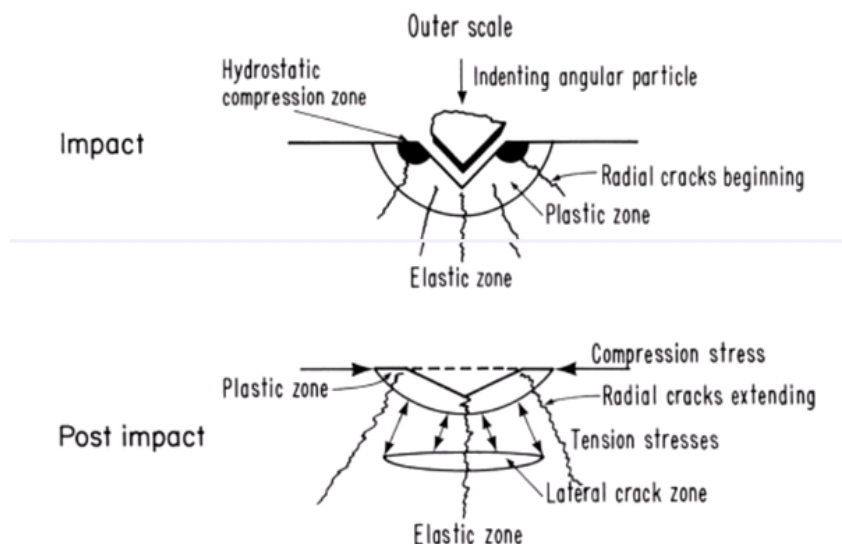
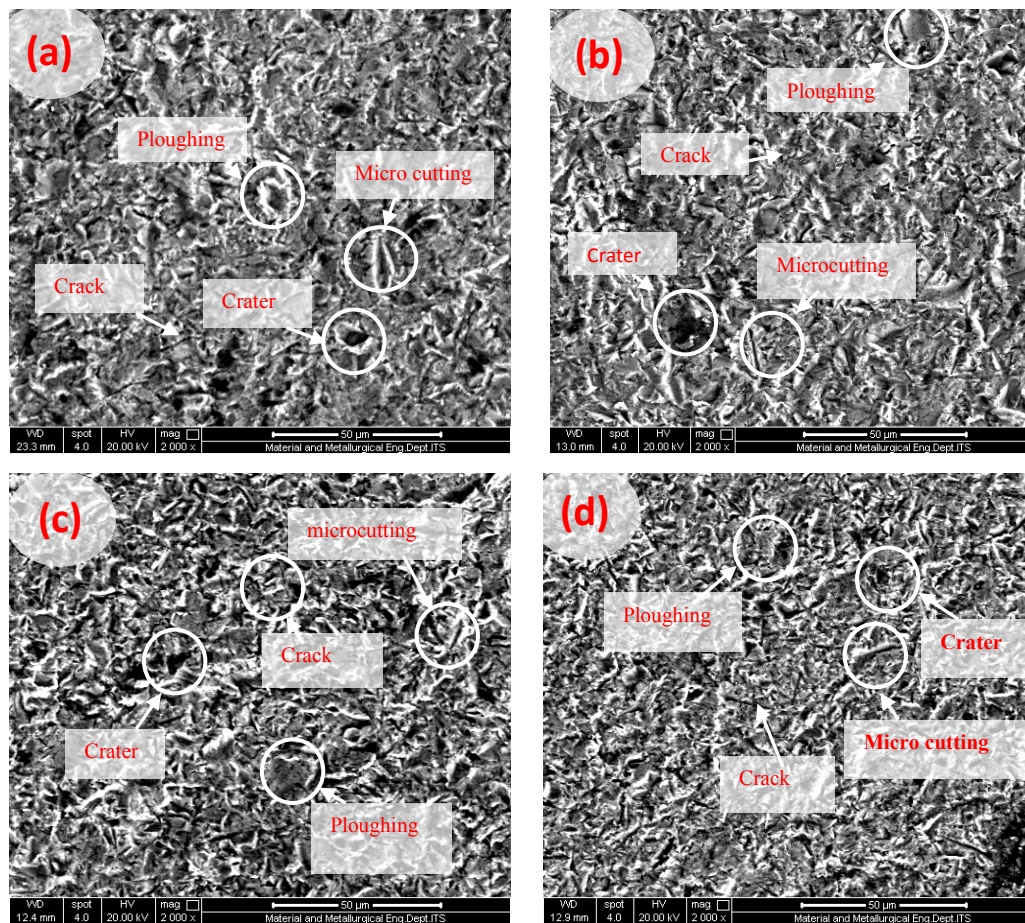
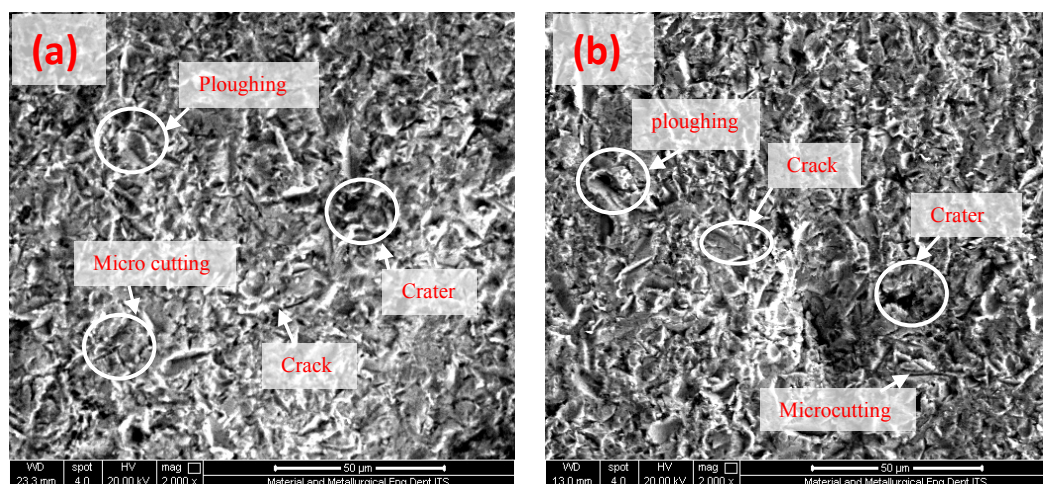


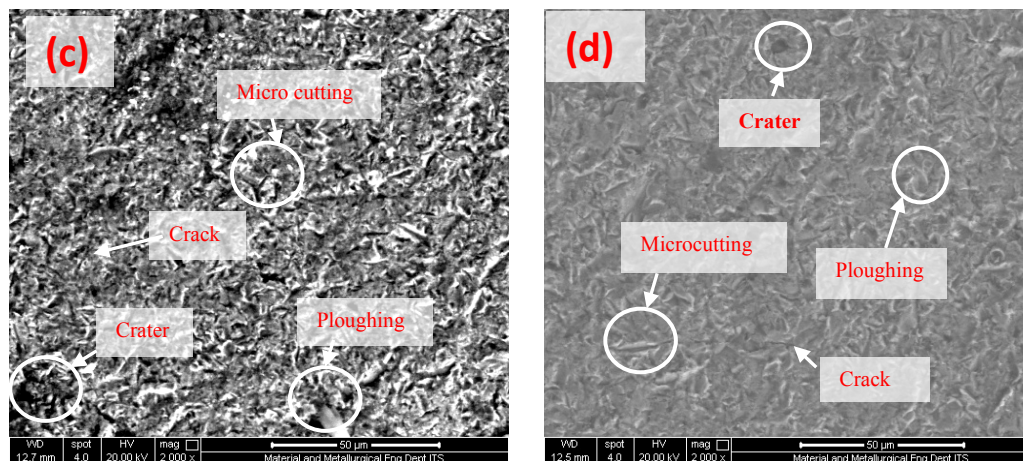
Fig. 2.20 Schematic of stress fields and crack orientations under particle impact area

Gambar 4.37 Mekanisme *hot particle impact* pada *brittle surface coating*.

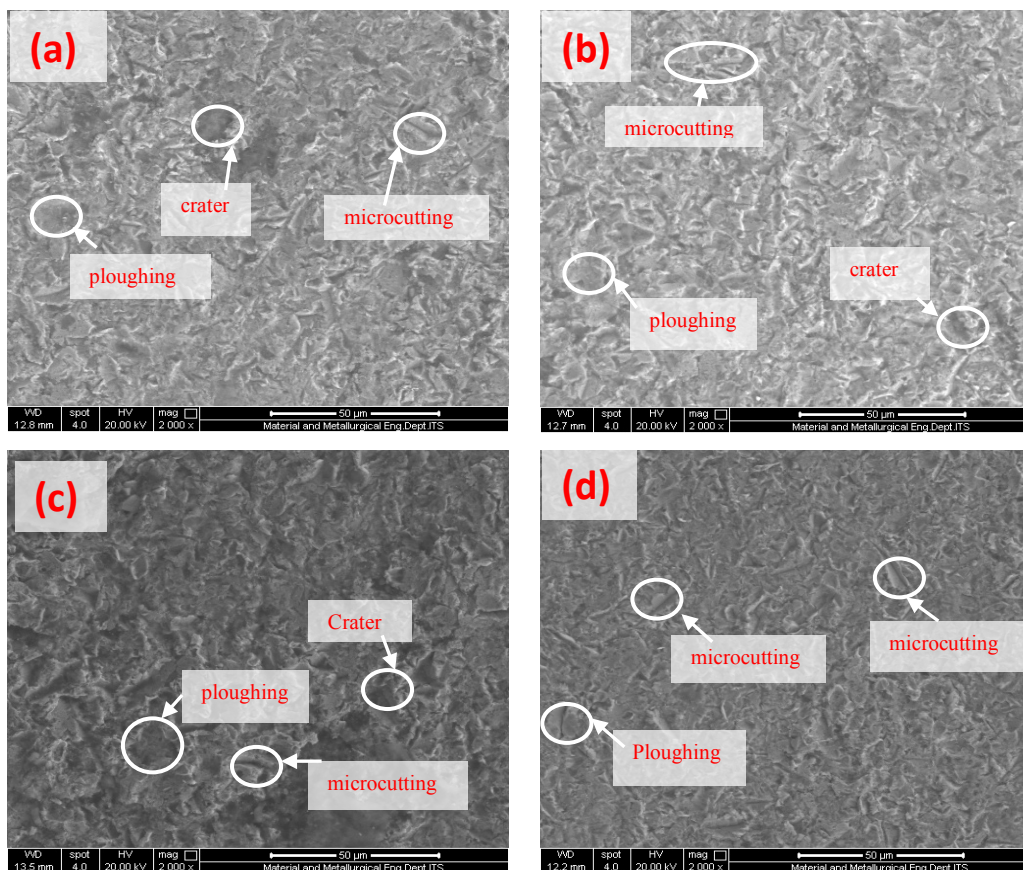


Gambar 4.38. Hasil SEM permukaan *coating* FeCrBMnSi : (a) *as-sprayed*, (b) *post-annealed* 500°C, (c) *post-annealed* 600°C, dan (d) *post-annealed* 700°C.





Gambar 4.39 . Hasil SEM permukaan *coating double layer* : (a) *as-sprayed*, (b) *post-annealed* (500°C), *post-annealed* (600°C), dan *post-annealed* (700°C).



Gambar 4.40 . Hasil SEM permukaan *mixing coating* : (a) *as-sprayed*, (b) *post-annealed* (500°C), *post-annealed* (600°C), dan *post-annealed* (700°C).

Di Gambar 4.38 dan Gambar 4.39 terlihat memiliki morfologi hasil *hot erosion* yang hampir serupa hal ini dikarenakan lapisan *top coat* dari variasi *coating double layer* adalah FeCrBMnSi. Dari morfologi terlihat jumlah *ploughing* masih terlihat banyak ini menandakan lapisan *coating* masih sedikit *ductile* sehingga membuat banyak *crater* pada permukaan *coating*. Namun juga terdapat *microcutting* yang menandakan adanya fasa keras dan *presipitate* di *coating*. Dengan kenaikan temperature material terlihat lebih keras dapat dilihat dari Gambar 4.38 dan 4.39 (b), (c), dan (d) jumlah *ploughing* berkurang diringi dengan jumlah *crater* namun terjadi peningkatan jumlah *microcutting*. Hal yang menarik disini adalah adanya *crack* pada lapisan *coating* dan terus meningkat dengan adanya kenaikan temperatur. Hal ini dapat dihubungkan dengan pengujian kekerasan dan *fracture toughness* dimana terjadi peningkatan kekerasan tapi menurunkan *fracture toughness* material. Adanya intensitas *crack* yang cenderung meningkat membuat lapisan *coating* tidak tahan jika terjadi beban impact diikuti dengan *erosion-corrosion* membuat *coating* dengan mudah terlepas, meskipun laju *hot erosion* menunjukkan penurunan tapi adanya *crack* bisa menjadikan pertimbangan. Pembentukan *crack* terjadi disebabkan benturan partikel tegak lurus pada *coating* membuat *coating* terdeformasi memasuki area plastis, jika material tersebut getas/ *brittle* maka area plastis kecil sehingga muncul *initial crack*.

Pada Gambar 4.40 terlihat beberapa tanda hasil uji *hot-erosion* pada *mix coating*. Kuantitas *ploughing* terlihat banyak diikuti dengan kuantitas *microcutting*, hal ini menandakan selain material *coating* keras namun juga memiliki *ductility* yang baik. Terdapat tanda berupa *crater* namun terlihat hilang pada temperatur *post-annealing* 700°C hal ini dapat dikatakan terjadi peningkatan kekerasan seiring dengan peningkatan temperatur *post-annealing*. Hal yang paling menarik untuk diamati adalah laju *hot erosion* seiring kenaikan temperatur menghasilkan kurva yang berbeda dengan kurva *coating* FeCrBMnSi yang cenderung landai. Hal ini dapat disimpulkan bahwa pengaruh *post-annealing* berperan besar dalam meningkatkan ketahanan *hot-erosion*. Keunggulan dari lapisan *coating* ini adalah tidak terlihat adanya *crack* pada lapisan *coating* baik as-

sprayed maupun *post-annealing coating*, sehingga dapat dikatakan *fracture toughness coating* baik dan bisa bekerja pada beban *impact* yang disertai *hot erosion-corrosion*. Untuk lebih jelas dalam membanding laju *hot erosion* maka dapat dilihat Gambar 4.36.

Selain faktor kekerasan, faktor yang menyebabkan laju hot-erosion menurun seiring dengan kenaikan temperatur adalah besaran porositas. Besaran porositas adalah faktor penting karena dengan banyaknya poros berarti coating mengalami banyak cacat dan tegangan permukaan yang tinggi, dengan tegangan permukaan yang tinggi maka kemampuan permukaan menerima beban/ tegangan berkurang. Pada penelitian sebelumnya oleh X.B Liang dkk tahun 2010 pengujian *hot-erosion* dilakukan dengan memvariasikan temperatur pengujian *hot-erosi* pada lapisan *coating* FeCrBSiMnNbY dan FeBSiNbCr dengan metoda *Twin Wire Arc Spraying* (TWAS) menghasilkan penurunan *erosion rate* yang sangat tinggi mencapai 0,05 point pada temperature uji pada suhu kamar dengan temperature uji pada temperature 700°C hal berbeda dengan penelitian ini perubahan terjadi paling besar adalah 0,01 point dikarenakan dengan meningkatnya temperature uji membuat lapisan oksida yang terbentuk pada permukaan coating menjadi lebih padat sehingga menjadi *barrier* saat partikel uji menumbuk lapisan *coating*.

4.9. Pengujian *pull off* (*Adhesion Testing method*).

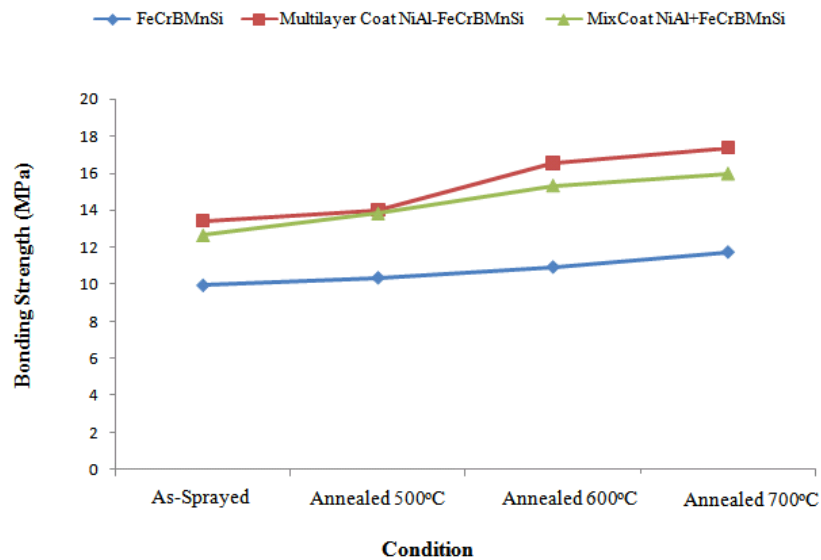
Pengujian *pull poff* dilakukan untuk mengetahui besaran kekuatan *bonding* antara *coating* dengan *substrate* (*Adhesive strength*) dan pada lapisan *coating* itu sendiri (*Cohesive strength*). Pengujian dilakukan berdasarkan standard ASTM D4541-02, tipe peralatan yang dipakai adalah *adhesive pull off tester* (PosiTst AT-M manual) dan menggunakan material *bonding adhesive* (Lem perekat) dengan jenis Loctite 907 hysol glue. Untuk mendapatkan hasil maksimal maka setelah lem direkatkan antara *dolly* dengan *coating*. Proses *curing* dilakukan selama 24 jam. Pemberian tekanan pada saat pengujian dilakukan secara manual.

Gambar spesimen hasil *pull off test* dapat dilihat pada Gambar 4.41. Di Gambar 4.41 terlihat terdapat 2 tipe *failure* yaitu : *adhesive failure* dan *cohesive*

failure. Lapisan coating FeCrBMnSi *single coating* hasil *pull off* untuk *as-sprayed*, *annealed* 500°C, dan *annealed* 600°C menunjukkan 2 hasil *failure* yaitu *adhesive* dan *cohesive failure*. *Adhesive failure* terjadi karena 2 kemungkinan yaitu : (1) Ada oksigen yang terjebak diarea *interface*, dan (2) Lemahnya ikatan metalurgi (*metallurgical bond*) antara *coating* dengan *substrate*. Terlihat bahwa pada temperatur *post-annealed* 700°C hanya terjadi *cohesive failure*, hal ini disebabkan semakin tinggi temperatur semakin mudah terjadi difusi unsur-unsur antara *coating* dan *substrate* dan membentuk *metallurgical bond* yang lebih baik.



Gambar 4.41. Hasil *pull off test* tiga variasi *coating*



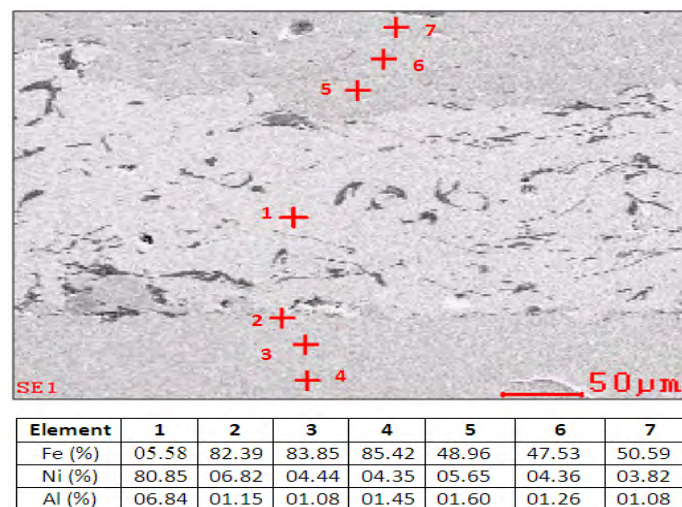
Gambar 4.42. Grafik hasil pengujian *pull-off* tiga variasi *coating*.

Tabel. 4.10. Hasil pengujian *pull off test* tiga variasi *coating*.

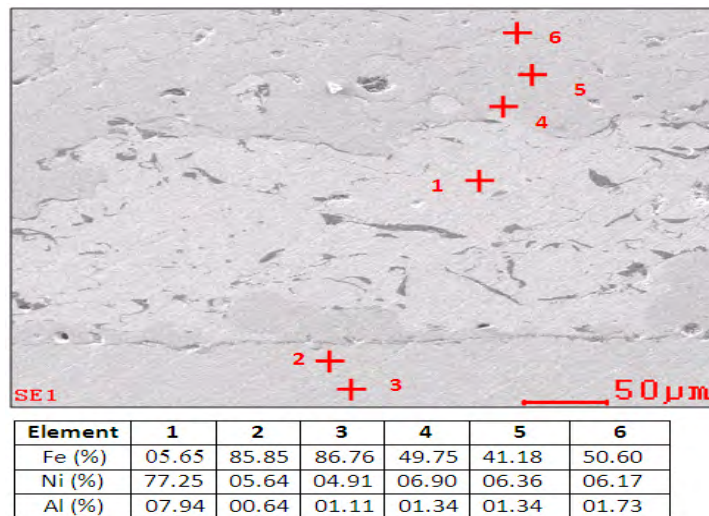
Spesimen	Nilai Adhesive (MPa)			Rata-rata	Acceptance Standard
	1	2	3		
FeCrBMnSi As-Sprayed	9.99	9.87	-	9.93	1.2085
FeCrBMnSi Annealed 500°C	10.00	10.31	10.71	10.34	6.8566
FeCrBMnSi Annealed 600°C	10.65	11.19	-	10.92	4.9451
FeCrBMnSi Annealed 700°C	11.60	12.35	11.21	11.72	9.6774
Double layer As-sprayed	13.12	13.87	13.27	13.42	5.5576
Double layer annealed 500°C	13.67	14.32	-	14.00	4.6445
Double layer annealed 600°C	14.67	18.49	16.45	16.54	23.0398
Double layer annealed 700°C	19.66	17.01	15.44	17.37	24.0456
Mixing Coating As-sprayed	12.63	12.25	13.02	12.63	6.0942
Mixing Coating annealed 500°C	13.27	14.14	14.05	13.82	6.3480
Mixing Coating annealed 600°C	16.85	13.87	15.26	15.33	19.4010
Mixing Coating annealed 700°C	17.27	14.67	-	15.97	16.2805
Acceptance criteria based on ASTM D4541-02 : $(x1-x2)/((x1+x2)/2) \times 100\% < 25,5\%$					

Kegagalan kohesif diakibatkan adanya porositas di lapisan coating, dan besarnya tegangan sisa yang diakibatkan pendinginan yang sangat cepat saat aplikasi *coating* berlangsung. Dari Gambar 4.41 juga dapat dilihat coating tipe *double layer* pada kondisi *as-sprayed* sangat sedikit sekali bagian coating yang memiliki kegagalan *adhesive* dan pada temperatur *annealed* 500°C, 600°C dan 700°C tipe kegagalan yang terjadi adalah *cohesive failure*. Hal ini dikarenakan faktor adanya unsur nikel dan aluminium di *bonding coat*.

Pada lapisan *interface* baik *interface* 1st layer ke 2nd layer maupun 1st layer ke *substrate* terjadi efek Kirkendal, yaitu efek yang disebabkan adanya difusi antara beberapa unsur. Kandungan nikel lebih mudah berdifusi ke Fe-matrix dari pada Fe ke Ni-matrik (Linda dkk, 2011), Hal ini menyebabkan terjadi ikatan yang kuat antara 1st layer dengan *substrate* dan dengan 2nd layer. Hal ini diperkuat dengan hasil *mapping point* EDAX pada *double layer coating as-sprayed* pada Gambar 4.43 dan *annealed-700°C* di Gambar 4.44. Elemen aluminium sebagai deoksidator menarik oksigen yang ada di area *interface* membentuk oksida aluminium. Selain lebih mudah berdifusi dengan Fe, nikel memiliki karakteristik yang istimewa yaitu *ductility* yang tinggi. Dengan property yang ulet maka nikel mampu masuk hingga ke dasar grit blasting *substrate* yang akan semakin meningkatkan *mechanical interlock*. Sehingga Ni-Al baik digunakan sebagai *bonding coat*.



Gambar 4.43. EDAX point pada metoda *coating double layer as-sprayed*.

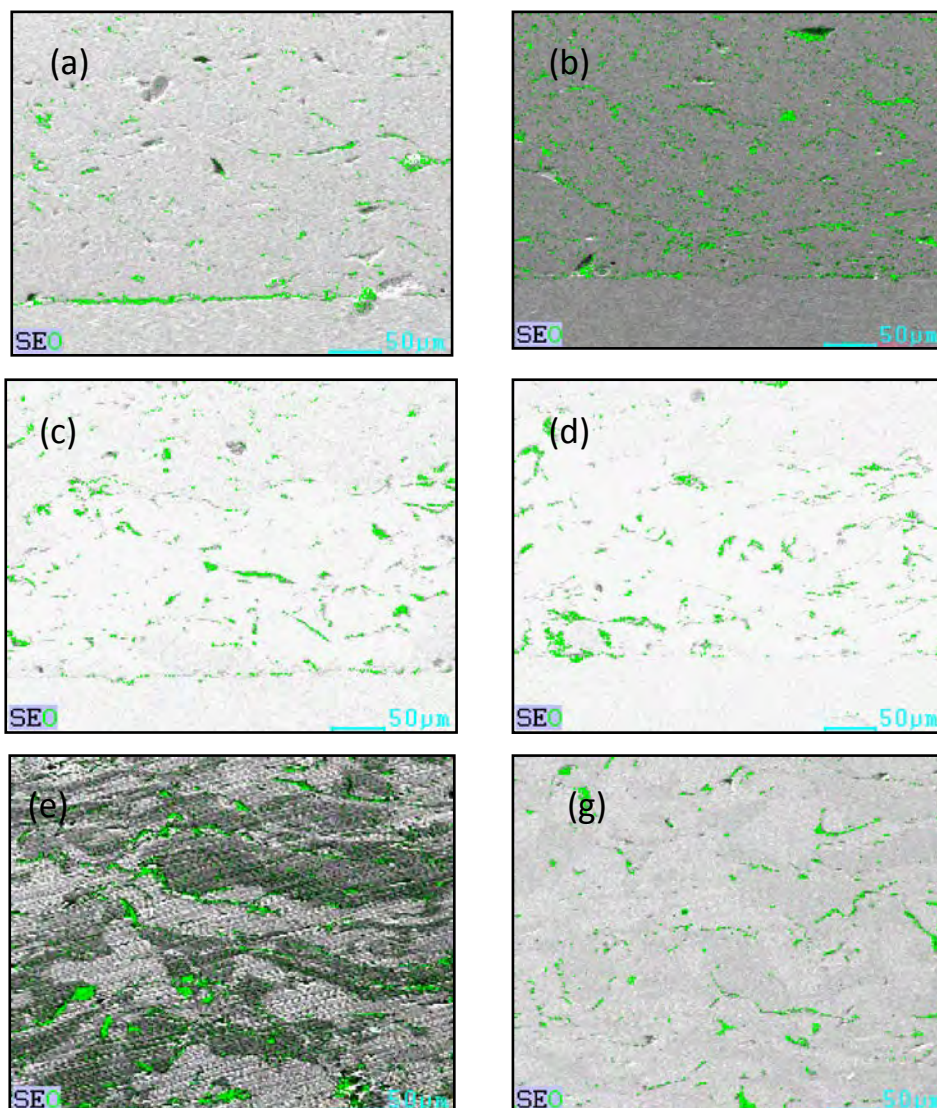


Gambar 4.44. EDAX point pada metoda *coating double layer annealed-700°C*

Hasil yang dapat dilihat dari Gambar 4.41 adalah *mixing coating* NiAl dan FeCrBMnSi kegagalan *pull off test* pada *cohesive strength*nya. Hal ini disebabkan adanya campuran *bonding coat* yang menempel ke *substrate* sehingga mampu meningkatkan kekuatan *adhesivenya* meskipun tidak sekuat jika tidak di campur. Hasil dari Gambar 4.42 dapat dilihat bahwa hasil *pull off double layer* memiliki pola yang lebih baik dari yang lainnya. Hal ini dikarenakan ketebalan coating 2nd layer FeCrBMnSi lebih tipis dari lapisan *coating* jenis pertama *single coating* FeCrBMnSi sehingga nilai *bonding strength* pada lapisan *double layer* lebih baik dari *single coating* FeCrBMnSi selain dari adanya faktor *bond coating* NiAl. Hanya pada temperatur *post-annealing* 500°C nilai dari *bonding strength mix coat* hampir sama dengan *double layer coating*.

Dari Tabel 4.10 juga dapat menjelaskan bahwa pola kurva nilai *bonding strength double layer* baik dibanding dengan pola *coating* yang lain. Peningkatan nilai *bonding strength* juga mengacu pada turunnya besaran porositas pada lapisan *coating* dikarenakan terjadinya proses densifikasi, kristalisasi dan *grain growth* seperti dijelaskan sebelumnya. Pada Gambar 4.45 dari hasil EDAX bahwa terlihat tidak terbentuk *thermal growing oxide* (TGO) selama proses *post-annealing* di vacuum furnace selama 3 jam. Dari Gambar 4.40 terlihat kandungan oksigen tidak bertambah drastis dengan adanya pemanasan di *furnace*, terlihat bahwa kandungan oksigen ketiga variasi *coating as-sprayed* dan *annealed 700°C* tidak

menambah kandungan oksigen. Sehingga proses pemanasan tidak membuat *coating* menjadi menurun *bonding strength*nya tapi sebaliknya akan meningkatkan *bonding strength*nya. Pada penelitian sebelumnya yang diteliti oleh Wu-Han Liu dkk tahun 2009 pada lapisan *powder coating* FeCrWNbMoBCMnSiCo dengan metoda *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF) yang di *vacuum annealing* hingga temperatur 700°C menghasilkan kenaikan *bonding strength*nya dikarenakan terjadi penurunan porositas karena adanya proses *self-fluxing reaction* dan densifikasi.



Gambar 4.45. Hasil EDAX mapping kandungan oksigen untuk lapisan *coating* (a) FeCrBMnSi *as-sprayed*, (b) FeCrBMnSi *annealed* 700°C, (c) *Double layer as-sprayed*, (d) *double layer annealed* 700°C, (e) *mixing coat as-sprayed*, dan (f) *mixing coat annealed* 700°C.

4.10. Pengaruh Perubahan mikrostruktur coating setelah dilakukan post-annealing terhadap sifat mekanik coating.

Penentuan temperatur *post-annealing* berdasarkan hasil dari pengujian *Differential Scanning Calorimetric* (DSC) pada tiga variasi *coating* yaitu FeCrBMnSi *single coating*, *double layer Coating* 1st NiAl 2nd FeCrBMnSi dan *Mix coating* anoda NiAl dan katoda FeCrBMnSi di dapat hasil berturut-turut yaitu 567,85°C, 594.91°C dan 602,68°C. Dari hasil tersebut diambil nilai temperatur untuk pengujian adalah 500°C, 600°C dan 700°C pada kondisi vacuum selama 3 jam. Dari hasil XRD pada Gambar 4.4, 4.6 dan 4.7 dan dari Tabel 4.1, 4.2 dan 4.3 di dapatkan bahwa struktur kristal setelah dilapisi (*as-sprayed*) sudah menunjukkan struktur kristalin. Peningkatan temperatur *post-annealing* membuat grafik lebih tajam dan lebih tinggi intensitasnya. Hal ini berarti terjadi perubahan struktur kristal menjadi lebih kristalin dan terjadi pertumbuhan butir. Terjadi perubahan pada sudut difraksi 2θ menjadi bergeser ke kanan, hal ini disebabkan terjadinya pertumbuhan *precipitate* pada matrix Fe yang membuat terjadinya *inhomogenously compress stress*. Adanya konsentrasi boron dan silicon pada matriks Fe pada *coating* membuat temperatur melting menjadi turun dan proses densifikasi semakin mudah terjadi pada temperatur tidak terlalu tinggi. Dengan adanya peningkatan temperatur *post-annealing* membuat material *coating* menjadi lebih padat terutama pada lapisan coating FeCrBMnSi karena konsentrasi boron lebih tinggi dari pada saat di *mixing*.

Peningkatan temperatur post-annealing pada ketiga variasi *coating* dapat meningkatkan ketahanan terhadap oksidasi dapat dilihat pada Gambar 4.20, 4.21 dan 4.22 hal ini dikarenakan terjadi penurunan persentase porositas pada lapisan *coating* di karenakan dua hal yaitu : (1) *Self fluxing reaction* pada matriks *Fe-based alloy* dan efek dari proses densifikasi, (2) *Grain growth / expansion* dari presipitasi pada Fe-based alloy matriks (Z.B Zhang dkk, 2015). Besarnya penurunan porositas bergantung dengan kandungan boron dan silicon di material *coating*.

Presipitasi boride (Fe_9B)_{0.2} pada lapisan *coating* membuat kekerasan *coating* semakin meningkat. Adanya difusi boron dan chrome membuat lapisan NiAl menjadi naik kekerasannya bahkan sebelum dilakukan *post annealing*. Kenaikan temperatur *post-annealing* membuat butir precipitate semakin tumbuh, menghambat dislokasi dan stacking faults sehingga kekerasan semakin meningkat. Keseragaman butir dan penurunan *residual stress* membuat material coating semakin meningkat kekerasannya. Peningkatan kekerasan akan di ikuti dengan penurunan terhadap *fracture toughness coating* seperti dapat terlihat pada Gambar 4.28, 4.29, 4.30, dan 4.31 hal ini dikarenakan semakin tumbuhnya *precipitate* di dalam matriks Fe membuat tegangan antar butir semakin meningkat dan *interfacial energy* pada kristal meningkat sehingga mudah terbentuk inisiasi *crack* dan *crack propagation* jika terkena beban *impact* (Lin dkk, 2015 dan Jinran Liu dkk, 2015). Meskipun dengan peningkatan temperatur *post-annealing* lapisan coating menjadi lebih padat (menurun porositasnya) tetap tidak dapat mempertahankan nilai *fracture toughness* pada lapisan coating. Penambahan unsur nikel di dalam coating sangat membantu dalam mempertahankan *fracture toughness* saat dilakukan *post-annealing* karena sifat dari nikel yang memiliki *ductility* yang tinggi mampu menjadi bantalan jika material *coating* terkena beban *impact* seperti terlihat pada Gambar 4.29 dan 4.30 dimana tetap terjadi kenaikan *hardnessnya* namun tidak disertai dengan penurunan *fracture toughness* yang signifikan.

Adanya *nanocrystalline* membuat terjadinya *dispersive strengthening* pada lapisan coating. Peningkatan temperatur *post-annealing* membuat pertumbuhan butiran *dispersive* sehingga akan membuat material semakin padat hingga pada kondisi aging (kondisi dimana terjadi penurunan kekerasan dari *solid solution hardening*). Proses densifikasi membuat penurunan drastis terhadap porositas sehingga membuat material memiliki ketahanan hot erosi yang baik (Liang dkk, 2014). Properti yang keras tidak menjamin material coating tahan terhadap beban tumbukan / *impingement* karena akan menimbulkan inisial *crack*, *crack propagation* dan *failure*, hal ini dapat dilihat dari Gambar SEM permukaan *coating* setelah di uji *hot-erosion* seperti pada Gambar 4.38 dan 4.39. Hubungan

antara mikrostruktur (matriks dan *precipitate*) yang terus tumbuh dengan peningkatan temperatur dapat meningkatkan kekerasan sehingga material *coating* tahan terhadap beban gesekan namun *fracture toughness* turun drastis sehingga membuat material *coating* tidak tahan terhadap beban *impact* dan vibrasi. Penambahan unsur Ni menjadi faktor penting dalam mempertahankan *fracture toughness* lapisan *coating* jika akan dilakukan *post-annealing* untuk beberapa tujuan tertentu dapat dilihat dari Gambar 4.40. Dari Gambar 4.40 terlihat adanya *ploughing* dan *micro-cutting* yang menandakan kombinasi *coating* dengan *ductility* dan ketahanan abrasi/ kekerasan yang baik. Dari Gambar 4.40 juga tidak terlihat adanya *crack* pada permukaan dikarenakan memiliki nilai *fracture toughness* yang cukup tinggi. Peningkatan temperatur *post-annealing* membuat lapisan *coating* menjadi lebih padat (porositas menurun) sehingga sifat kohesif dari lapisan *coating* akan meningkat seperti terlihat pada Gambar 4.42. Penambahan unsur nikel didalam lapisan *coating* membuat sifat adhesive meningkat karena sifat dari Ni memiliki *wettability* yang tinggi mampu masuk ke dalam *root of grit blasted* pada *substrate* sehingga membuat *mechanical interlock* semakin kuat. Adanya unsur Al di dalam *coating* sebagai deoksidator mampu mengurangi terbentuknya celah karena adanya oksigen baik di area *interface* maupun di lapisan *coating* itu sendiri.

BAB 5

KESIMPULAN DAN SARAN

5.1. Kesimpulan

Struktur mikro dan sifat mekanik setelah dilakukan *post-annealing* diamati dari hasil pengujian dapat disimpulkan bahwa lapisan *coating as-sprayed* yang terbentuk dari ketiga variasi coating memiliki struktur *lamellar* dan memiliki fasa kristalin. Dimana fasa kristalin yang terbentuk α (Fe-Cr), $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$, dan Fe₂MnSi untuk single coating FeCrBMnSi, α (Fe-Cr), AlNi₃, dan $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$ untuk double layer coating, dan α (Fe-Cr), AlNi₃, $(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$, Cr_{9.1}Si_{0.9}, dan FeNi₃ untuk *mixing coating*. Semakin tinggi temperatur *post-annealing* semakin tinggi intensitas kristalin dan kristalinitas struktur coating.

Kenaikan temperatur *post-annealing* menunjukkan pengurangan persentase porositas hingga 1,47% pada coating FeCrBMnSi *annealed* 700°C dan menaikkan ketahanan terhadap oksidasi pada temperatur tinggi. *Microhardness* coating ketiga variasi coating semakin tinggi karena adanya presipitasi boride dalam unsur matriksnya hingga mencapai 1150 H v pada coating FeCrBMnSi *annealed* 700°C, tapi terjadi penurunan *fracture toughness* yang sangat tinggi terutama pada coating FeCrBMnSi yaitu 0.788 pada temperatur *post-annealing* 700°C. Adanya unsur Ni dalam coating mampu mempertahankan nilai *fracture toughness* di nilai 2,847 pada lapisan *mixing coating annealed* 700°C. Laju erosi panas semakin menurun karena faktor *dispersive strengthening* membuat lapisan coating tidak mudah terlepas, tapi karena besarnya interfacial energi antar kristal saat *post-annealing* membuat munculnya *crack* seiring dengan kenaikan temperatur, Unsur Ni membuat coating tidak mengalami *cracking* saat di uji erosi panas bahkan ketahanan erosi semakin baik dengan kenaikan temperatur. Sifat kohesif dan adhesif lapisan coating semakin baik karena efek densifikasi dan difusifitas.

Penggunaan *single coating* FeCrBMnSi tidak direkomendasikan untuk dilakukan *post-annealing* di atas temperature 500°C karena nilai *fracture toughness* yang sangat rendah di bawah 2,5 dan munculnya banyak *crack* saat di

uji *impingement particle test (hot-erosion)*. Aplikasi coating dengan *mixing coating* NiAl dan FeCrBMnSi menjadi pilihan paling baik dengan berbagai alternatif perlakuan setelah coating disesuaikan dengan keperluan.

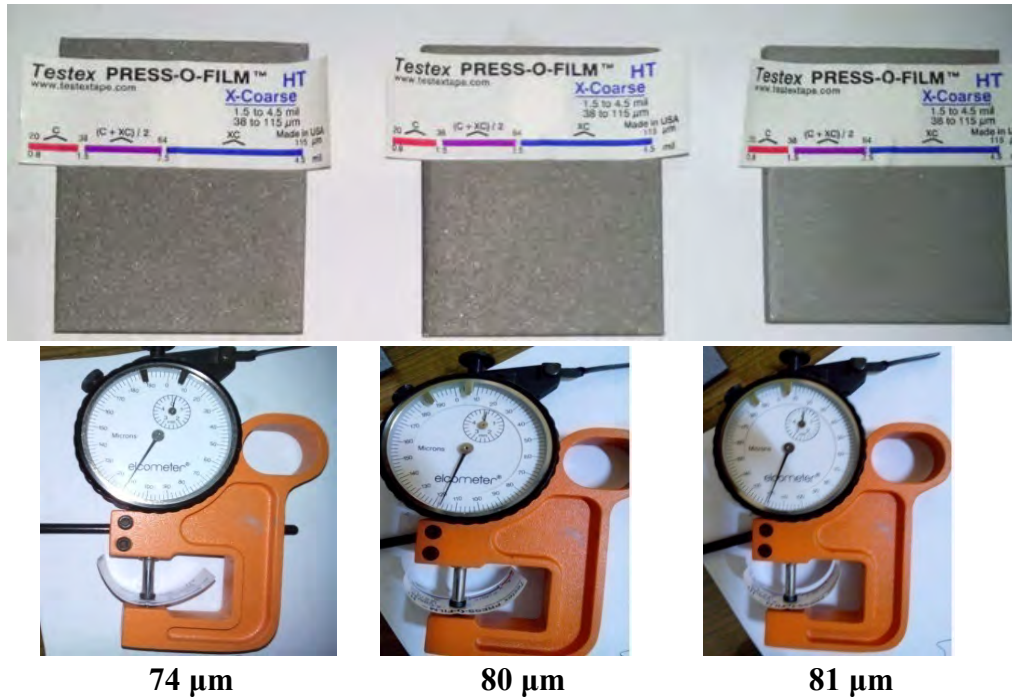
5.2. Saran

Berdasarkan dari hasil penelitian maka hal-hal yang dapat disarankan adalah sebagai berikut :

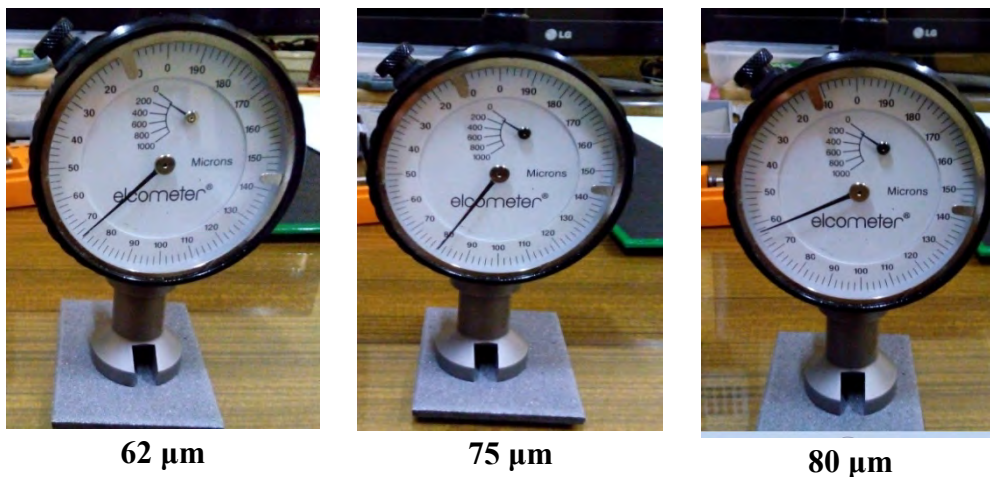
1. Untuk memperoleh hasil maksimal variasi coating yang baik adalah *mixing coating* NiAl + FeCrBMnSi pada temperatur 500°C sudah cukup untuk mendapatkan kombinasi dari kekerasan, fracture toughness, bonding strength, ketahanan oksidasi dan hot erosi yang baik.
2. Penggunaan single coating FeCrBMnSi tidak disarankan untuk aplikasi di temperature tinggi tanpa bonding coat ataupun mixing coat dengan NiAl dikarenakan fracture toughness turun drastis pada temperatur tinggi.
3. Desain kombinasi dari feeding rate yang berbeda antara NiAl dan FeCrBMnSi pada *mixing coating* pada penelitian berikutnya memberikan informasi berharga untuk mengetahui perbandingan optimal untuk menghasilkan coating yang lebih baik.

LAMPIRAN

1. Kekasaran permukaan substrate setelah di grit blasting.



Gambar lampiran 1 : Hasil kekasaran hasil blasting dengan testex o-film ASTM standard D4417-03.



Gambar lampiran 2 : Hasil kekasaran hasil blasting dengan depth gauge ASTM Standard D7127-05.

2. Kekasaran setelah aplikasi spraying.



Coating tipe A : 322 μm



Coating Tipe A : 319 μm



Coating tipe A : 325 μm



Coating tipe B : 328 μm



Coating tipe B : 314 μm



Coating tipe B : 318 μm



Coating Tipe C : 336 μm



Coating tipe C : 350 μm



Coating tipe C : 346 μm



Coating tipe C : 335 μm

Gambar lampiran 3. Hasil pengukuran kekasaran setelah aplikasi.

3. JCPDS Iron Chromium (Fe-Cr)

Name and formula

Reference code:	00-034-0396
Compound name:	Iron Chromium
Common name:	434-L stainless steel
Empirical formula:	$\text{Cr}_{0.26}\text{Fe}_{1.74}$
Chemical formula:	Fe _ Cr

Crystallographic parameters

Crystal system:	Cubic
Space group:	Im-3m
Space group number:	229
a (Å):	2.8760
b (Å):	2.8760
c (Å):	2.8760
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000
Volume of cell (10^6 pm^3):	23.79
Z:	1.00
RIR:	0.59

Subfiles and quality

Subfiles:	Alloy, metal or intermetallic Common Phase Educational pattern Inorganic
Quality:	Indexed (I)

Comments

Color:	Black
Creation Date:	9/28/1983
Modification Date:	1/11/2011
Analysis:	Spectroscopic analysis (wt.%): Fe 80.10, Cr 11.70, Si 0.59, Mn 0.09, Ag 0.01, Mo 1.39, Ni 0.33, P 0.01, plus trace elements. Color: Black.

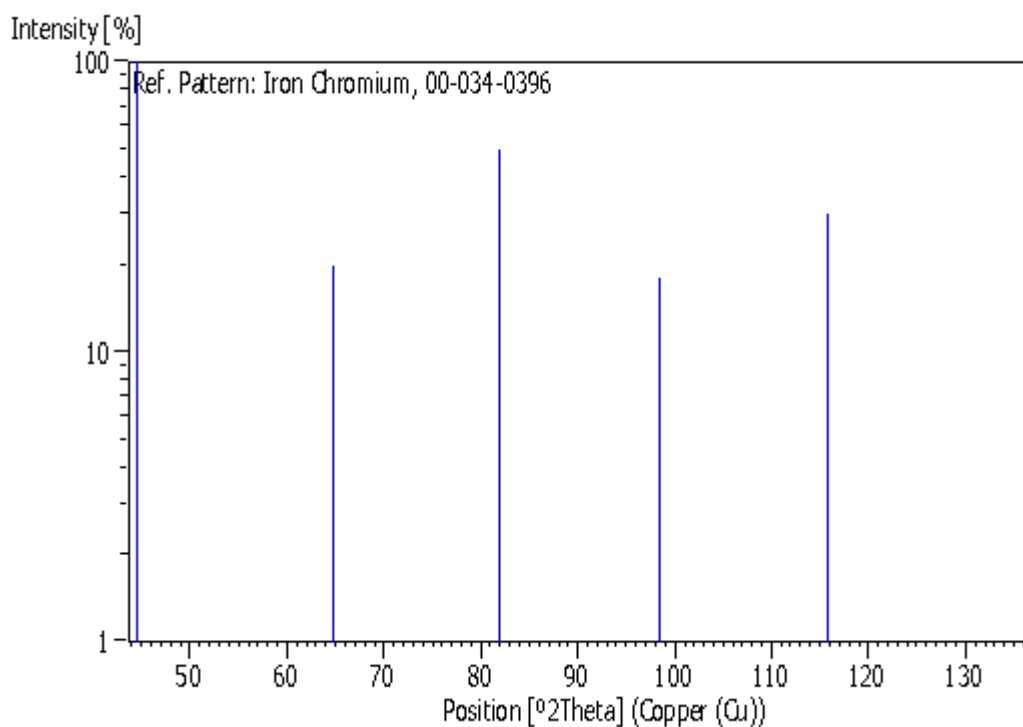
References

Primary reference: Pfoertsch et al., Penn State Univ., University Park, PA, USA., *ICDD Grant-in-Aid*, (1983)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	0	2.03500	44.485	100.0
2	2	0	0	1.43800	64.779	20.0
3	2	1	1	1.17430	81.986	50.0
4	2	2	0	1.01700	98.475	18.0
5	3	1	0	0.90950	115.763	30.0
6	2	2	2	0.83020	136.204	12.0

Stick Pattern



4. JCPDS Iron Boride (Fe_9B)_{0.2}

Name and formula

Reference code:	01-077-7049
Compound name:	Iron Boride
Empirical formula:	$\text{B}_{0.2}\text{Fe}_{1.8}$
Chemical formula:	$(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$

Crystallographic parameters

Crystal system:	Cubic
Space group:	Im-3m
Space group number:	229
a (Å):	2.8600
b (Å):	2.8600
c (Å):	2.8600
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000
Volume of cell (10^6 pm^3):	23.39
Z:	1.00
RIR:	9.85

Subfiles and quality

Subfiles:	ICSD Pattern Inorganic
Quality:	Blank (B)

Comments

ANX:	N
Creation Date:	11/13/2009
Modification Date:	1/19/2011
ANX:	N
Analysis:	B0.2 Fe1.8
Formula from original source:	$(\text{Fe}_9\text{B})_{0.2}$
ICSD Collection Code:	613897 FIZ613897
Minor Warning:	No e.s.d reported/abstracted on the cell dimension. No R factors reported/abstracted
Significant Warning:	unit cell dimensions taken from figure
Wyckoff Sequence:	a (IM3-M)
Unit Cell Data Source:	Powder Diffraction.

References

Primary reference:

Calculated from ICSD using POWD-12++

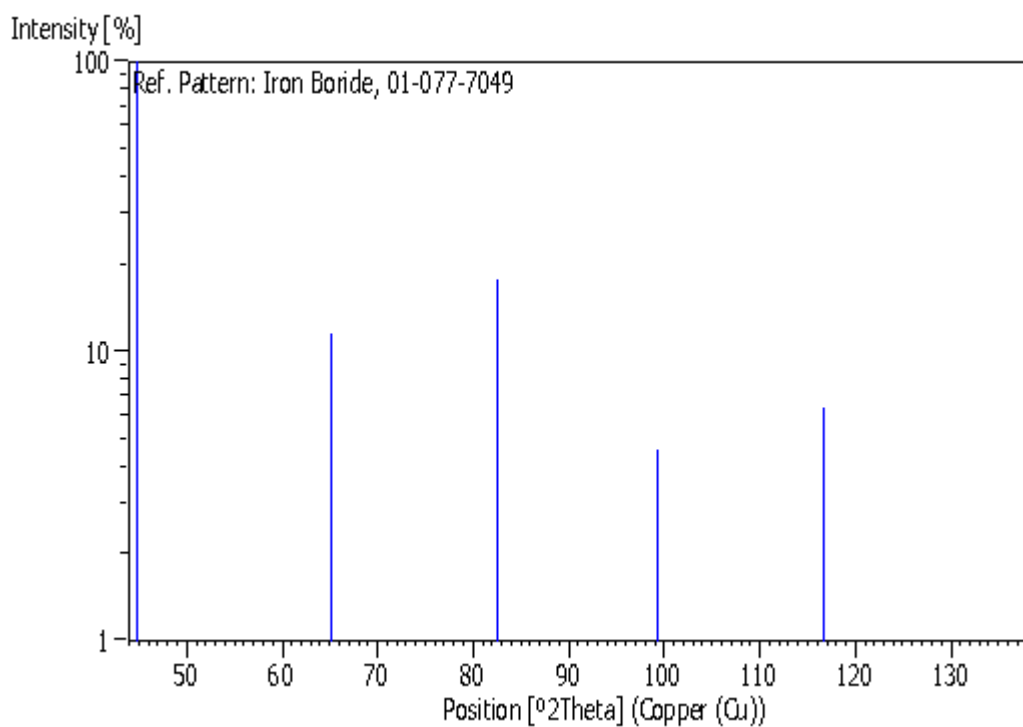
Structure:

Sanchez, F.H., Budnick, J.I., Zhang, Y.D., Hines, W.A.,
Choi, M., Hasegawa, R., *Phys. Rev. B: Condens. Matter.*
Mater. Phys., **34**, 4738, (1986)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	0	2.02230	44.779	100.0
2	2	0	0	1.43000	65.186	11.6
3	2	1	1	1.16760	82.558	17.8
4	2	2	0	1.01120	99.241	4.6
5	3	1	0	0.90440	116.800	6.4
6	2	2	2	0.82560	137.821	1.7

Stick Pattern



5. JCPDS Iron Manganese Silicon (Fe₂MnSi)

Name and formula

Reference code:	00-055-0395
Compound name:	Iron Manganese Silicon
Empirical formula:	Fe ₂ MnSi
Chemical formula:	Fe ₂ MnSi

Crystallographic parameters

Crystal system:	Cubic
Space group:	Fm-3m
Space group number:	225
a (Å):	5.6651
b (Å):	5.6651
c (Å):	5.6651
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000
Calculated density (g/cm ³):	7.11
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	181.81
Z:	4.00
RIR:	0.51

Subfiles and quality

Subfiles:	Alloy, metal or intermetallic Inorganic
Quality:	Star (S)

Comments

Creation Date:	3/22/2004
Modification Date:	1/12/2011
Additional Patterns:	See calculated patterns 01-071-1110 and 03-065-1054
Sample Preparation:	Prepared by melting the constituent elements under purified argon
Temperature of Data Collection:	Pattern taken at 298(1) K.

References

Primary reference:	Zeng, L., Guangxi Univ., Inst. of Materials Science,
--------------------	------------------------------------------------------

Unit cell:

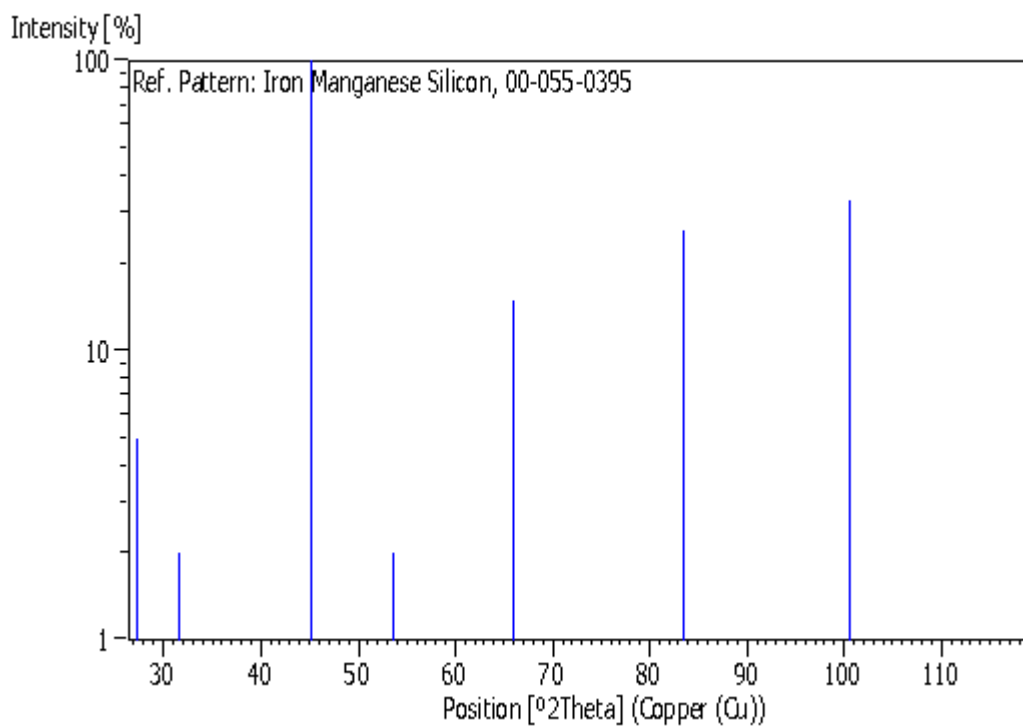
P.R.China., *ICDD Grant-in-Aid*, (2003)

Zierbeck, K., Webster, P., *Philos. Mag.*, **34**, 973, (1976)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	3.26990	27.251	5.0
2	2	0	0	2.83280	31.557	2.0
3	2	2	0	2.00270	45.242	100.0
4	3	1	1	1.70840	53.602	2.0
5	2	2	2	1.63520	56.208	1.0
6	4	0	0	1.41620	65.902	15.0
7	3	3	1	1.29960	72.701	1.0
8	4	2	0	1.26680	74.900	1.0
9	4	2	2	1.15630	83.545	26.0
10	4	4	0	1.00150	100.555	33.0
11	5	3	1	0.95770	107.090	1.0
12	6	2	0	0.89570	118.633	7.0

Stick Pattern



6. JCPDS Aluminium nickel (AlNi₃)

Name and formula

Reference code:	03-065-0430
Compound name:	Aluminum Nickel
Empirical formula:	AlNi ₃
Chemical formula:	AlNi ₃

Crystallographic parameters

Crystal system:	Cubic
Space group:	Pm-3m
Space group number:	221
a (Å):	3.5530
b (Å):	3.5530
c (Å):	3.5530
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	44.85
Z:	1.00
RIR:	6.59

Subfiles and quality

Subfiles:	Alloy, metal or intermetallic Common Phase Inorganic NIST Pattern
Quality:	Indexed (I)

Comments

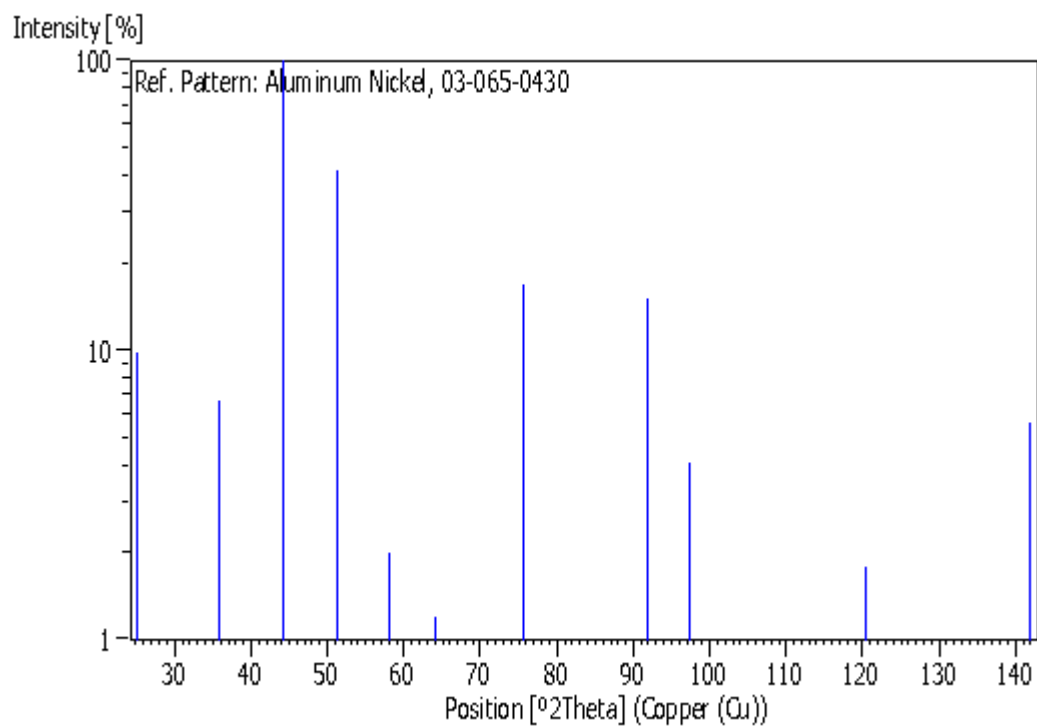
Creation Date:	2/11/2005
Modification Date:	1/26/2011
NIST M&A collection code:	N 24449 22721
Temperature Factor:	No TF given for entry, B=1.0 assumed
Minor Warning:	No e.s.d reported/abstracted on the cell dimension. No Rfactor reported/abstracted.

References

Primary reference:	<i>Calculated from NIST using POWD-12++</i>
Structure:	S.Sridharan, H.Nowotny & S.F.Wayne, <i>Monatsh. Chem.</i> ,

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	0	3.55300	25.043	9.8
2	1	1	0	2.51240	35.709	6.7
3	1	1	1	2.05130	44.113	100.0
4	2	0	0	1.77650	51.393	42.2
5	2	1	0	1.58900	57.995	2.0
6	2	1	1	1.45050	64.154	1.2
7	2	2	0	1.25620	75.642	16.8
8	3	0	0	1.18430	81.148	0.5
9	3	1	0	1.12360	86.560	0.3
10	3	1	1	1.07130	91.949	15.2
11	2	2	2	1.02570	97.354	4.1
12	3	2	0	0.98540	102.835	0.1
13	3	2	1	0.94960	108.423	0.2
14	4	0	0	0.88820	120.283	1.8
15	4	1	0	0.86170	126.743	0.1
16	4	1	1	0.83740	133.814	0.1
17	3	3	1	0.81510	141.831	5.6

Stick Pattern

7. JCPDS Iron Nickel (FeNi₃)

Name and formula

Reference code: 01-071-8324

Compound name: Iron Nickel

Empirical formula: FeNi₃

Chemical formula: (FeNi₃)

Crystallographic parameters

Crystal system: Cubic

Space group: Fm-3m

Space group number: 225

a (Å): 3.5556

b (Å): 3.5556

c (Å): 3.5556

Alpha (°): 90.0000

Beta (°): 90.0000

Gamma (°): 90.0000

Volume of cell (10⁶ pm³): 44.95

Z: 1.00

RIR: 7.54

Subfiles and quality

Subfiles: Alloy, metal or intermetallic
ICSD Pattern
Inorganic

Quality: Indexed (I)

Comments

ANX: N

Creation Date: 11/19/2008

Modification Date: 1/19/2011

ANX: N

Analysis: Fe1 Ni3

Formula from original source: (Fe Ni3)

ICSD Collection Code: 103558

Calculated Pattern Original Remarks: Cell from 2nd ref
(Buschow et al.): 3.564. Quenched from 1273 K in water

Minor Warning: No e.s.d reported/abstracted on the cell dimension. No
R factors reported/abstracted

Wyckoff Sequence: a(FM3-M)

Unit Cell Data Source: Powder Diffraction.

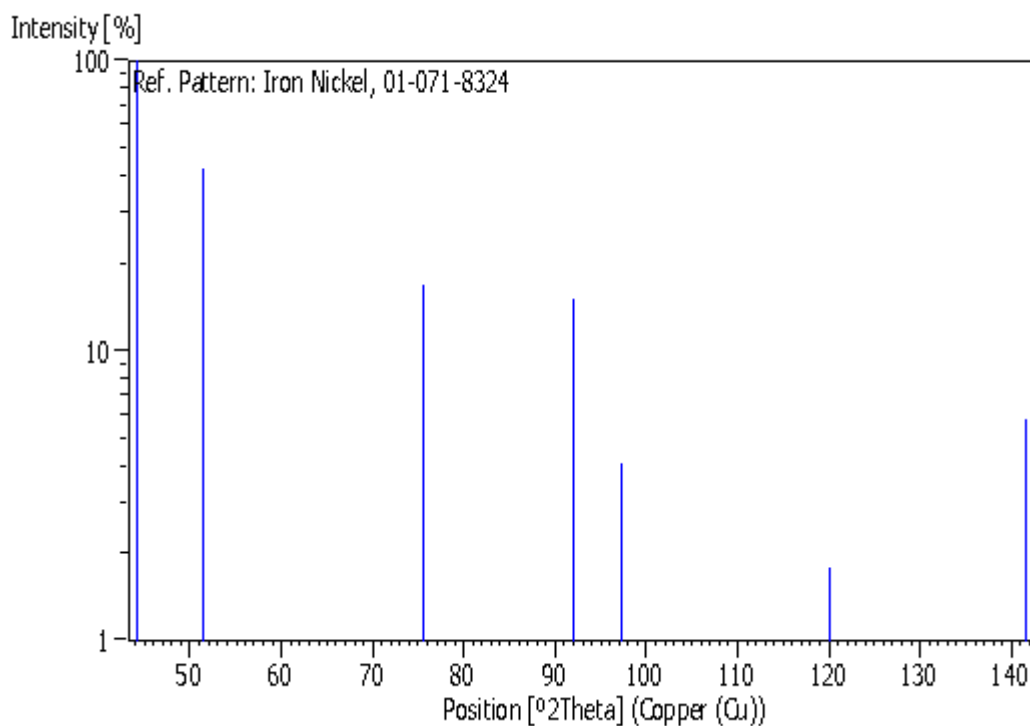
References

Primary reference: *Calculated from ICSD using POWD-12++*
Structure: Gielen, P.M., Lutts, A., *Phys. Status Solidi*, **41**, 81, (1970)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2.05280	44.079	100.0
2	2	0	0	1.77780	51.353	42.4
3	2	2	0	1.25710	75.579	16.9
4	3	1	1	1.07200	91.872	15.2
5	2	2	2	1.02640	97.265	4.1
6	4	0	0	0.88890	120.126	1.8
7	3	3	1	0.81570	141.588	5.8

Stick Pattern



8. JCPDS Silicon Chromium (Cr_{9.1}Si_{0.9})

Name and formula

Reference code:	03-065-5355
Compound name:	Silicon Chromium
Empirical formula:	Cr _{9.1} Si _{0.9}
Chemical formula:	Cr _{9.1} Si _{0.9}

Crystallographic parameters

Crystal system:	Cubic
Space group:	Im-3m
Space group number:	229
a (Å):	2.8800
b (Å):	2.8800
c (Å):	2.8800
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	23.89
Z:	0.20
RIR:	10.03

Subfiles and quality

Subfiles:	Alloy, metal or intermetallic Inorganic NIST Pattern
Quality:	Blank (B)

Comments

Creation Date:	2/11/2005
Modification Date:	1/26/2011
NIST M&A collection code:	L 22523 13662 0
Melting Point:	1983K
Sample Preparation:	Not mentioned
Calculated Pattern Original Remarks:	sample composition is Cr _{9.1} Si _{0.9} ; unit cell dimension taken from figure
Temperature Factor:	TF was not given, B set to 1.000 for calc
Minor Warning:	No e.s.d reported/abstracted on the cell dimension. No Rfactor reported/abstracted
Significant Warning:	unit cell dimension taken from figure
Unit Cell Data Source:	Powder Diffraction.

References

Primary reference:

Calculated from NIST using POWD-12++

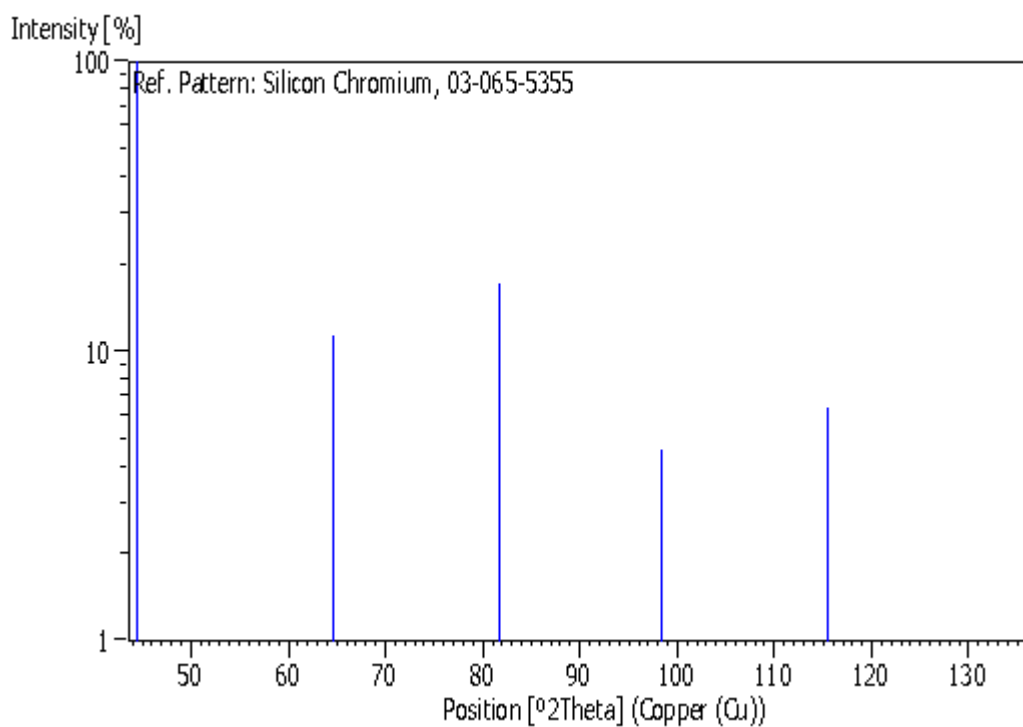
Structure:

Chang, Y. A., *Trans. Met. Soc. AIME*, **242**, 1509, (1968)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	0	2.03650	44.450	100.0
2	2	0	0	1.44000	64.678	11.3
3	2	1	1	1.17580	81.859	17.3
4	2	2	0	1.01820	98.319	4.6
5	3	1	0	0.91070	115.523	6.4
6	2	2	2	0.83140	135.794	1.7

Stick Pattern



9. Peralatan pengujian hot erosion test dan pengujian kecepatan partikel



(a)



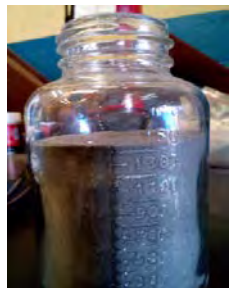
(b)



(c)



(d)



(e)



(f)



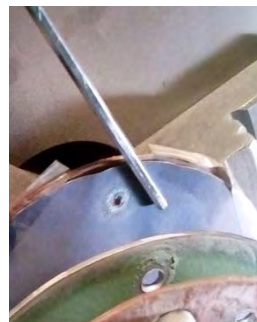
(g)



(h)



(i)



(j)



(k)

Gambar lampiran 4. (a) *Hot erosion apparatus*, (b) *hot erosion apparatus holder*, (c) pengukuran temperatur saat pengujian, (d) *Inlet pressure mixing gauge*, (e) *erosion particles chamber*, (f) *air debit inlet*, (g) *diameter inlet*, (h) *length of nozzle*, (i) hasil ukur kecepatan partikel, (j) pelaksanaan uji kecepatan partikel, (k) Pengujian kecepatan partikel.

~ Halaman ini sengaja dikosongkan ~

DAFTAR PUSTAKA

- Andreas . (2012), *Analisis Batubara di Sumatera Selatan*, Proyek Analisis Kimia, Program Diploma Analisis Kimia, Institut Pertanian Bogor, Bogor.
- API RP 571.(2002). *Damage Mechanisms Affecting Fixed Equipment in Refining Industry First Edition*. American Petroleum Institute, Volume 13. ASM International Committee, Washington DC.
- Aprilia, K.D. (2009), *Mikrostruktur Permukaan Baja JIS S45C Hasil Difusi Paska Pelapisan HVOF-Thermal Spray coating*, Tesis M.Si., Universitas Indonesia, Jakarta.
- ASM Handbook Committee.(2002). *Failure Analysis and Prevention. ASM Handbook, Volume 11*. ASM International Committee, Washington DC.
- ASM Handbook Committee.(2002). *Corrosion. ASM Handbook, Volume 13*. ASM International Committee, Washington DC.
- ASTM Standard C 633.(2010). *Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings*. ASTM Committee. West Conshohocken.
- ASTM Standard D4417.(2014). *Standard Test Methods for Field Measurement of Surface Profile of Blast Cleaned Steel*. ASTM Committee. West Conshohocken.
- ASTM Standard D4541.(2002). *Standard Test Method for Pull-Off Strength of Coatings Using Portable Adhesion Testers*. ASTM Committee. West Conshohocken.
- ASTM Standard E2109-01.(2014). *Standard Test Method for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coating*. ASTM Committee. West Conshohocken.
- ASTM Standard E92-82.(2003). *Standard Test Method for Vickers hardness of Metallic Material*. ASTM Committee. West Conshohocken.
- ASTM Standard G76-04.(2004). *Standard Test Method for erosion test with impingement particle*. ASTM Committee. West Conshohocken.

- ASTM Standard G211-14.(2014). *Standard Test Method for erosion test elevated temperature with impingement particle*. ASTM Committee. West Conshohocken.
- Branagan,D.J, Breitsameter.M, Meacham,BE., Belashchenko,V. (2005). “High Performance Nanoscale Composite Coating For Boiler Application”. Insitute of Nanomaterial Research and Development The Nanomaterial Company.
- Dallaire,S. (2000), “Hard Arc-Sprayed Coating with Enhanced Erosion and Abrasion Wear Resistance”, *Proceeding of the 2000 International Thermal Spray Conference ITSC’2000*, ASM International, Montreal-Quebec Canada. hal.575-585.
- Fu-Bin-Yu, He Ding-yong, Zhao Li-dong.(2009), “Effect of Heat Treatment on The Microstructure and Mechanical Properties Of Fe-based amorphous coatings”, *Journal of Alloy and Compound*, 480:422-427.
- Gedzevicius, I., Valiulis,A.V., (2003), “Influence of the particles velocity on the Arc Spraying Coating Adhesion”, *Journal of Material Science (Medziagotyra)*, Vol.9. No.4.
- Guang Liu, I., Yulong An., (2012), “Influence of heat treatment on Microstructure and sliding Wear of Thermally Sprayed Fe-Based Metallic Glass Coating”, *Journal of Tribology Lett* .46: 131 - 138.
- Jinran, Lin, Zehua,Wang., Pinghua, Lin., Jeangbo, Cheng., Xin, Zhiang., Sheng, Hong.(2014), “Microstructure and cavitation erosion behavior of FeNiCrBSiNbW Coating prepared by twin wires arc spraying process”, *Journal of Surface and Coating Technology*. 240:432-436.
- Jinran, Lin, Zehua,Wang., Pinghua, Lin., Jeangbo, Cheng., Xin, Zhiang., Sheng, Hong.(2015), “Effect of post-annealing on the microstructure, mechanical properties and cavitation erosion behavior of arc-sprayed FeNiCrBSiNbW Coating”, *Journal of Material Design*. 65:1035-1040.
- Jiang, Chaoping. Xing, Yazhe. Hao, Jiamin.(2013), “Effect of Heat-treatment on Crystallization and Wear Property Of Plasma Sprayed Fe-Based Amorphous Coatings”, *Journal of Material Design*. 65:1035-1040.

- Kang, Yuan. (2013), *Thermal and Mechanical Behaviors of High Temperature Coating*, Thesis M.Eng., Linköping University, Sweden.
- Khanlari, Khashayar. (2015), *Design of experiment of a novel cermet coating sprayed with the HVOF technology*, Master of Science thesis., Tampere University of Technology, Finlandia.
- Liang, X.B., Cheng, J.B., Bai, J.L., Xu, B.S., (2010). "Erosion properties of Fe-based amorphous/nanocrystalline coatings prepared by wire arc spraying process". *Surface Engineering*, 26. 209-216
- Linda, Gil., Rodriguez, Maria. (2011). "Wear Resistance of Post-Heat Treated HVOF coatings based on cermet-nickel based alloy mixture". *9th Latin American and Caribbean Conference for Engineering and Technology*. WE1-1.
- MChaithanya. (2007). *Processing & Characterization of Nickel-Aluminide Coating On Metal Substrates*. Master Of Technology In Mechanical Engineering Thesis. National Institute of Technology, Rourkela.
- Madaeni, S.S., Aalami, M.E., Daraei, P. (2008). "Preparation and characterization of metallic membrane using wire arc spraying". *Journal of Membrane Science*, 320 Hal. 541-548.
- NETZSCH TGA-DTA Technology. (2015). *Protective Anti-Oxidation Coatings for Hot Gas Piping Systems and Their Characterization by Means of a High-Speed Furnace*. NGB Research & Development. Germany.
- Newness, (2014), *Comprehensive Material Processing*, Elsevier Ltd. New York.
- Pawlowski, Lech, (2008), *The Science and Engineering of Thermal Spray Coating*, 2nd. John Wiley and Sons, Ltd., Chichester-England
- Rohan, P dan Bouricha, S. (2004). "Deposition of Amorphous metallic Coating by thermal spray". *International Collaboration Program Plasma Physici Praha*. NRC-Canada., Hal. 423-435.
- S. a Barito, V. R. S., Bastos, L. N., Costa, H. R. M. (2012). "Corrosion resistance and characterization of metallic coatings deposited by thermal spray on carbon steel". *Material and Design*. 41., Hal. 282- 288.

- Wu-Han,Liu., Shie, Fuh-seng.(2014). “Enhancement of wear and corrosion resistance of iron-based hard coatings deposited by HVOF”. *Surface and Coating Technology*. 249,. Hal.24-41.
- Yasunari, Ishikawa., Kawakita,Jin. Kuroda, Seiji.(2005). “Effect of spray condition and Heat treatment on the structure and adhesive wear properties of WC Cermet Coating”. *Material Transaction*. Vol.46. No.7. Hal.1671-1676.
- Yongxiong Chen, Liang, Xiaubing., Wei, sincheng., Liu, Yan.,Xu, Binshi.(2009). “Heat Treatment Induced intermetallic phase transition of ac-sprayed coating prepared by the wire combination of aluminium-cathode and steel anode”. *Applied Surface Science*. 255. 8299-8304.
- Yuping Wu., Pinghua, Lin. Guozhie Xie .(2006). “Formation of amorphous and nanocrystalline phase in high velocity oxy-fuel thermally sprayed a Fe-Cr-Si-B-Mn alloy”. *Material Science Engineering*. A 430 (2006) 34-39.
- Zheng, Z.B., Zheng,Y.G., Sun, W.H.(2015). “Effect of heat treatment on the structure, cavitation erosion and erosion-corrosion behavior of Fe-Based amorphous coating”. *Tribology International*. Author’s Manuscript.
- Z Yu, Hass, D.(2005). “NiAl Bond coat made by a directed vapor deposition approach”. *Material Science and Engineering*. A394.Hal 43-52.

BIODATA PENULIS



Penulis bernama Hengki Irawan dilahirkan di kota Kijang (Pulau Bintan), 30 Agustus 1985. Penulis merupakan anak pertama dari dua bersaudara. Penulis Memiliki 1 istri “ Devi Marlina” dan Alhamdulillah saat ini telah mendapat 1 buah hati “Yahya Abdullah” . Penulis telah menempuh pendidikan formal yaitu, SD Negeri 005 Kijang, SMP Negeri 002 Bintan Timur, SMA Negeri 1 Bintan. Setelah lulus dari SMA tahun 2003, penulis diterima menjadi mahasiswa di Universitas Sriwijaya Palembang Jurusan Teknik Mesin pada tahun yang sama. Setelah lulus dari kuliah di

UNSRI tahun 2007 penulis bekerja sebagai Mechanical Engineer di PT. Mitsubishi Chemical Indonesia (MCCI) di Cilegon selama 6 bulan, setelah itu pada tahun bulan Maret 2008 bekerja di PT. PUSRI Palembang sebagai Senior Inspector Engineer hingga saat ini. Sertifikasi keahlian yang telah diambil berupa : International Welding Engineer (IWE) di tahun 2013, Coating Inspector di tahun 2010, dan NDT Inspector di tahun 2009.

Memasuki satu windu mas bhakti di PT.PUSRI Palembang penulis lulus dalam saringan untuk menerima beasiswa dan tugas belajar ke ITS-Surabaya kemudian melanjutkan studi di Magister Teknik Material dan Metalurgi dan mengambil tesis dengan judul “Analisis Pengaruh Post-Annealing pada pelapisan NiAl dan FeCrBMnSi dengan metoda Twin Wire Arc Spraying (TWAS) terhadap mikrostruktur dan properti mekanik”.

Penulis dapat dihubungi di nomer 081278394644, serta melalui email pada hengki.irawan.2008@gmail.com. atau hengki.irawan@pusri.co.id.